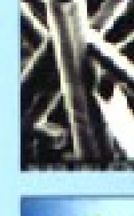
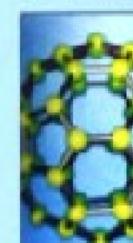
中国材料工程大典

中国机械工程学会 中国材料研究学会
中国材料工程大典编委会







第19卷 材料铸造成形工程（下）

柳百成 黄天佑 主编



CHINA MATERIALS ENGINEERING CANON

中国材料工程大典

中国机械工程学会　中国材料研究学会

中国材料工程大典编委会

第19卷　材料铸造成形工程（下）

柳百成　黄天佑　主编

序

材料是当代社会经济发展的物质基础，也是制造业发展的基础和重要保障。进入21世纪以来，随着经济全球化的发展和中国的崛起，现代制造业的重心正不断向中国转移。据统计，今天中国制造业直接创造国民生产总值的1/3以上，约占全国工业生产的4/5，为国家财政提供1/3以上的收入，占出口总额的90%。但是与发达国家相比，我国制造业的水平不高、自主创新能力不足、高端市场竞争力还不强。我国虽然已是世界制造业大国，但还不是世界制造业强国。在有关因素中，材料工程基础薄弱是制约我国制造业发展的关键因素。广义的材料工程包括材料制备、测试和加工成形过程。为了提高我国制造业的水平和竞争力，突破材料工程这个薄弱环节，中国机械工程学会和中国材料研究学会牵头，会同中国金属学会、中国化工学会、中国硅酸盐学会、中国有色金属学会、中国复合材料学会共同组织编撰《中国材料工程大典》（简称《材料大典》），其目的是力图为我国制造业提供一部集科学性、先进性和实用性于一体的综合性专业工具书。以满足广大科技工作者的迫切需求，为科技自主创新和我国制造业的崛起加强技术基础。

经过5年多的艰苦努力，《材料大典》终将出版了。这部共26卷约7000万字的巨著，是39位两院院士和1200余位参编专家教授们辛勤劳动的智慧结晶。有的作者为此牺牲了健康，如一位退休了的总工程师，为了把他多年的研究成果和实践经验写成书稿，由于长时间写作，导致眼睛视网膜脱落……。这种敬业精神与坚强毅力是值得我们学习铭记的。借此机会，我们要感谢中国金属学会、中国化工学会、中国硅酸盐学会、中国有色金属学会、中国复合材料学会的支持。这些学会的众多专家教授积极参与了《材料大典》编写工作，与中国机械工程学会和中国材料研究学会的专家教授一起完成这项艰巨任务，从而使《材料大典》在完整性与先进性、科学性与实用性的结合上得到了加强；我们要感谢科学技术部、国防科学技术工业委员会、国家自然科学基金委员会、中国科学技术协会、中国科学院、中国工程院，以及各协作单位对编写工作的大力支持和积极帮助；我们也要感谢师昌绪院士等顾问的殷切指导，他们在编委会的两次工作会议上提出了许多重要的意见和建议，平时也给予了经常关心和指导，使我们少走了许多弯路；我们还要对关心和支持《材料大典》编写工作的科研院所、院校、企业以及有关人员表示感谢。没有大家的支持与协同，就不可能有《材料大典》的成功编写和顺利出版。

《材料大典》既总结了10多年来在材料工程方面的最新数据、图表及科研成果，还汇集了国内外在材料工程方面的成熟经验和先进理念，它体现了科学性、先进性和实用性的结合。可供具有大专以上文化水平的有关工程技术人员查阅使用，也可供理工院校的师生参考。

编撰《材料大典》涉及范围广，难度大，书中不可避免地会存在一些缺点和不足之处，恳请各位读者指正。

中国机械工程学会理事长
中国材料工程大典编委会主任

2005年9月23日

前　　言

《材料铸造成形工程》卷是《中国材料工程大典》中的卷目之一。

铸造行业是制造业的主要组成部分，对国民经济的发展有重要作用。铸造是汽车、电力、钢铁、石化、造船、装备制造等支柱产业的基础制造技术，新一代铸造技术也是当代材料工程和先进制造技术的重要内容。中国已是世界铸件生产的第一大国，2004 年铸件产量已超过 2200 万吨。进入 21 世纪，中国铸造业迎来了持续发展的大好局面，但同时也面临对铸件生产的技术水平、质量、能源消耗、环境污染等方面的严峻挑战。中国的铸造业只有向世界先进水平看齐，提高整体技术和管理水平，才能在世界市场激烈的竞争中保持和发扬优势，变"铸造大国"为"铸造强国"，这也是我国广大铸造工作者所面临的紧迫和艰巨的任务。《中国材料工程大典》中的《材料铸造成形工程》卷的编写和出版，正是适应了这种形势发展的需要。

《材料铸造成形工程》卷（上、下卷）是我国至今为止篇幅最大、涵盖内容最新最全的铸造专业技术工具书。内容包括概论、铸造合金及其熔炼、铸造成形工艺技术基础、砂型铸造、特种铸造、铸造成形 CAD/CAE、铸造生产质量检测及控制等 7 篇共 49 章，字数共约 400 多万字。参加本卷编写的有全国著名铸造企业、研究所及大学等各方面的专家教授共 40 余名，最后由柳百成和黄天佑进行统稿。参加编写的主要单位有清华大学、沈阳铸造研究所、北京航空材料研究院、东风汽车公司铸造二厂、哈尔滨工业大学、华中科技大学、西安交通大学、东北大学、西安工程科技学院、河北工业大学等，历时 3 年多完稿。

各篇的主编如下:

第 1 篇	概论	柳百成
第 2 篇	铸造合金及其熔炼	邢建东
第 3 篇	铸造成形工艺技术基础	郭景杰
第 4 篇	砂型铸造	黄天佑
第 5 篇	特种铸造	姜不居
第 6 篇	铸造成形 CAD/CAE	熊守美
第 7 篇	铸造生产质量检测及控制	黄天佑

本书的编写强调以"全而精、新而准、实用便查"为特点，在整体设计上，既立足全局，又突出重点。从材料铸造成形工程的科学基础、成形工艺与设备、生产质量管理与检测、铸造新技术应用等方面，作全方位论述。在取材上，以"基础、通用、先进、实用"为原则。本书全面系统地反映了我国铸造技术的发展及取得的成就和经验，并介绍了国内外的先进铸造技术，具有"科学性、先进性和实用性"。本书主要供从事制造业和材料工程的科技人员在工作中查阅使用，也可以供研究人员、管理人员和高等院校师生参考。

衷心感谢有关单位和个人对本卷编写工作的指导与大力支持，是他们的积极参与和共同协作，才使编写工作得以顺利完成。由于编写时间紧迫和编者水平所限，书中的不当之处，恳请读者指正并提出宝贵意见。

柳百成　黄天佑

2005 年 10 月 12 日

（京）新登字 039 号

内 容 简 介

中国材料工程大典是中国机械工程学会和中国材料研究学会共同组织全国 39 位院士、百余位各学科带头人、千余位材料工程专家共同执笔编写，全面反映当今国内外材料工程领域发展的最新资料和最新成果，集实用性、先进性和权威性于一体的大型综合性工具书。中国材料工程大典包括材料工程基础、钢铁材料工程、有色金属材料工程、高分子材料工程、无机非金属材料工程、复合材料工程、信息功能材料工程、粉末冶金材料工程、材料热处理工程、材料表面工程、材料铸造成形工程、材料塑性成形工程、材料焊接工程、材料特种加工成形工程、材料表征与检测技术等内容，涵盖了材料工程的各个领域，将最新的实用数据（特别是与国际接轨的标准数据）、图表与先进实用的科研成果系统地集合起来，并附应用实例，充分展示了材料工程各领域的现状和未来。中国材料工程大典不仅可以满足现代企业正确选材，合理用材，应用先进的材料成形加工技术，提高产品质量和性能，降低产品成本，增强产品市场竞争力的需要，而且对推动中国材料科学与材料成形加工技术的不断创新，促进制造业的发展，提高我国制造业的竞争能力，具有重要的现实意义。

本书为第 19 卷，材料铸造成形工程（下）。主要内容包括：特种铸造、铸造成形 CAD/CAE、铸造生产质量检测及控制等。

本书主要供具有大专以上文化水平，从事材料工程研究的工程技术人员在综合研究和处理材料铸造成形工程的各类技术问题时使用，起备查、提示和启发的作用，也可供研究人员、理工院校的有关师生参考。

图书在版编目（CIP）数据

中国材料工程大典．第 19 卷，材料铸造成形工程．下/柳百成，黄天佑主编．—北京：化学工业出版社，2005.8
ISBN 7-5025-7321-6

Ⅰ．中…　Ⅱ．①柳…②黄…　Ⅲ．①材料科学 ②铸造－工艺　Ⅳ．①TB3 ②TG24

中国版本图书馆 CIP 数据核字（2005）第 094424 号

中国材料工程大典
第 19 卷
材料铸造成形工程（下）
中国机械工程学会
中国材料研究学会
中国材料工程大典编委会
柳百成　黄天佑　主编
责任编辑：周国庆　陈志良　李骏带
责任校对：蒋　宇
封面设计：雷嘉琦
*
化学工业出版社出版发行
（北京市朝阳区惠新里 3 号　邮政编码：100029）
购书咨询：（010）64982530
（010）64918013
购书传真：（010）64982630
http://www.cip.com.cn
*
新华书店北京发行所经销
北京蓝海印刷有限公司印装
开本 880mm×1230mm 1/16　印张 43 ¾　字数 2037 千字
2006 年 1 月第 1 版　2006 年 1 月北京第 1 次印刷
ISBN 7－5025－7321－6
定价：135.00 元

目　录

第5篇

特种铸造

主　编　姜不居

编　写　姜不居　吕志刚　李嘉荣　张宏炜
　　　　般克勤　闫双景　吴志超　刘国利
　　　　王玉玮　冯志军　佟铭铎　甘　雨
　　　　毛卫民　崔旭龙　解明国

审　稿　中国材料工程大典编委会

中国机械工程学会
中国材料研究学会
中国材料工程大典编委会

第1章 概　　述

1 特种铸造方法

随着科学技术和生产的发展，对铸造提出了更高的要求，要求生产更加精确、性能更好、成本更低的铸件。为适应这些要求，铸造工作者发明了许多新的铸造方法。在铸型材料、造型方法、金属液充型形式和随后的冷凝条件等方面与普通砂型铸造有着显著区别，这些铸造方法被称为特种铸造方法。对于某特种铸造方法可能具有一方面的特点或几个方面的特点。

常用的特种铸造方法有：熔模铸造、陶瓷型铸造、石膏型铸造、消失模铸造、金属型铸造、压力铸造、低压铸造、差压铸造、挤压铸造、离心铸造、连续铸造、半固态铸造、真空吸铸、快速铸造、电渣熔铸、壳型铸造等等。本卷叙述的是先进的和目前生产中已应用广泛的14种方法。

2 特种铸造发展概况

(1) 熔模铸造发展

熔模铸造（Investment Casting）是一种古老而又年轻的铸造技术。说它古老是因其已有4 000年之久，发源于埃及、中国和印度，后传到非洲、欧洲和美洲。说它年轻是该法进入工业领域仅60年，20世纪30年代末，人们发现Austenal实验室为外科移植手术研制的钴基合金有优异的高温性能，可用于飞机涡轮增压器。但这类合金很难机械加工，熔模铸造就成为该类合金成形的最佳工艺方法，迅速地发展成了工业技术。进入航空航天和国防工业，并应用于其他工业部门。

半个多世纪以来，熔模铸造在不断吸收新工艺、新技术、新材料，使得该工艺可生产出无余量、复杂、较大铸件，最大铸件重达1 000 kg，轮廓尺寸达1.8 m，最小壁厚不到1 mm，即熔模铸造已能生产更精、更大、更复杂、更薄、更强的产品，使它现在仍然是一种近净形成形的先进工艺。

(2) 陶瓷型铸造发展

20世纪50年代初英国人诺尔·肖氏兄弟（Clifford & Noel Shaw）研究成功陶瓷型铸造（ceramic mold casting），并于1954年获得专利。该法又称肖氏法铸造（Shaw Process Casting），在生产中很快得到应用。在此基础上出现了几百个专利，派生出Unicast工艺、复合型肖氏工艺、Schott工艺、Ceramcast工艺等，被广泛用于生产各种复杂精密铸件、模具和铸造工装。

(3) 石膏型铸造发展

用石膏铸造（plaster mold casting）生产艺术品的历史已久远于世。19世纪末石膏被用于制作假牙。20世纪40年代初，经过压蒸处理的安提阿（Antioch）石膏型被用来铸造轮胎模具。后又发展出发泡石膏型、普通石膏型，主要用于生产形状不太复杂的铝、锌、铅等中小型铸件。20世纪60年代末，石膏型铸造被用来生产金银饰物和铜合金文物复制品等，并逐渐用于铸造机床、电器、仪表、汽车等零部件上。20世纪70年代随着大型、薄壁、复杂铝铸件的发展，石膏型精密铸造新工艺在美国、德国、法国、加拿大、日本等西方国家发展很快，尤其在航天航空等部门发展更快。现石膏型已可生产尺寸达1 000 mm，壁厚1.5 mm，公差±0.125 mm/25 mm的铸件。

(4) 消失模铸造发展

消失模铸造（Expendable Pattern Casting，简称EPC）是美国H.F.Shroyer于1956年试验成功，1958年获专利、1961年德国亚琛工业大学A.Wittmoser从美国引进专利，与Hartman等合作生产工业铸件，并在1963年GIFA展出。从而引起各国铸造工作者极大兴趣，开始用该法生产铸件。1967年一些国家的150多个企业组成国际消失模铸造协会。1968年GIFA展出磁丸消失模铸造。1980年前消失模铸造主要用于单件、小批量大中型铸件生产，泡沫塑料模用板材加工成形，型砂采用自硬砂或铁丸。1980年后消失模铸造发展到第二个时期，主要用于大批量小件生产中，泡沫塑料模采用发泡成形，造型用干砂振动法，典型的工厂有：美国Ford汽车公司1980年在加拿大Essex铸铝厂建的第一条干砂消失模生产线；美国GM汽车公司在Saturn建的年产5.5万吨的消失模生产线，1990年生产铝合金四缸气缸体、缸盖和球墨铸铁曲轴；德国宝马汽车公司建的一条年产20万只铝合金气缸盖EPC生产线，1999年2月成品率达90%；意大利FATA公司1991年为都灵CASTEK铸铁厂建的一条全自动EPC生产线，年产5 000 t球墨铸铁件，工人及管理人员仅22人。消失模铸造是一种近净形工艺，为铸件设计提供了充分的自由度，容易实现清洁生产，被称为“21世纪的铸造技术，”很有发展前景。

(5) 金属型铸造发展

金属型铸造（permanent mold casting）是一种古老的铸造方法，由我国发明。现发现的最早金属型是在战国时代，这些金属型被用来生产各种农具和工具。金属型铸造有很多优点，被广泛用于发动机、仪表、农机等行业中。

(6) 压力铸造发展

压力铸造（die casting）是一种重要的特种铸造方法，已有100多年历史。1838年格·勃鲁斯首先用压铸法生产铅字。1849年英国Sturges取得热压室压铸机专利。1920年英国开发了冷压室压铸机。1927年捷克斯洛伐克Josef Polak设计了立式冷压室压铸机。1958年真空压铸在美国获得专利。1966年美国General Motors公司提出精、速、密压铸法。1969年美国爱列克斯提出充氧压铸法。压力铸造属近净形先进成形工艺，随着铝合金、镁合金、金属复合材料的发展，半固态铸造技术的应用，压力铸造必将得到进一步的发展。

(7) 低压铸造发展

20世纪20年代初英国E.H. Lake申请了第1个低压铸造（low－pressure die casting）专利，最初主要用于巴氏合金。同时期法国制出用于铜、铝合金的低压铸造机，这种方法真正被推广应用是在“二战”后，被用来生产汽车汽缸体、电动机转子、炊事用具、高硅铝啤酒桶等。1955年德国出现铸铁和铸钢用低压铸造专利。1961年保加利亚索非亚铸造研究所在低压铸造基础上研制成差压铸造（counter pressure casting)。

20世纪60年代英国率先发展低压铸造汽车轮毂。1989年仅美国、日本、德国三国用此法就生产630万只轮毂。低压铸造是实现铸件精密化、薄壁化、轻量化和生产大型薄壁铝铸件的工艺方法之一，有着良好的发展前景

(8) 挤压铸造发展

挤压铸造（squeeze casting）于1937年在前苏联问世，几十年来已建立起完整的工艺体系和理论基础，如1964年前苏联B.M.Пляцкий发表的“液态金属模压”。挤压材质有铝、铜、锌、镁、钴的合金及钢、铁，铝合金占比例最大，钢、铁挤压铸造于20世纪50年代末已用于生产。

(9) 离心铸造发展

1809年英国A.Erehart申请了第一个离心铸造（centrifugal casting）专利。1849年英国Andraw Shank制造出第一台离心铸管机，1857年德国Henery Bessemer提出用立式离心铸造生产轮圈，1862年英国Whileley和Bouwer生产出这种离心机。1914年巴西人研制成水冷金属型离心铸管法。20世纪30年代后离心铸造法被用于生产气缸套、炮身、鼓轮等铸件。40年代出现了用此法生产双金属复合冶金轧辊的工艺。1950年瑞典开始用涂料金属型离心铸造法，50年代美国使用了树脂砂型离心铸造法。

(10) 连续铸造发展

1857年德国人Bessemer获得了第一个连续铸造（continuous casting）的专利。1950年后连续铸锭等铸造方法在生产中获得发展。1949年前苏联Мясоедов兄弟发明半连续铸管法。

(11) 真空吸铸发展

前苏联Б.М.Ксенофонтов于1949年发明了真空吸铸（vacuum die casting），生产小型铜套毛坯。

(12) 快速铸造发展

20世纪70年代初到80年代初期，美国和日本的工程技术人员在不同的地点各自独立提出了快速成形的概念，即利用连续层的选区固化产生三维实体的思想。美国UVP公司的Charles W. Hull完成了一个能自动建造零件的完整系统SLA-1，并于1986年获得专利。到20世纪90年代后期，随着现代设计和制造技术的迅速发展，先后出现了十几种不同的快速成形技术。这些直接从计算机模型生产物体的快速成形技术是建立在机械工程、自动控制、材料科学、计算机技术等多学科的发展基础上的。快速成形技术与铸造技术结合产生了快速铸造。多用于单件、小批生产中。

3　特种铸造方法基本特点

与砂型铸造相比，特种铸造有如下的优点。

1）铸件尺寸精确、表面粗糙度值低，更接近零件最后尺寸，从而易于实现少切削或无切削加工。

2）铸件内部质量好，力学性能高，铸件壁厚可以减薄。

3）降低金属消耗和铸件废品率。

4）简化铸造生产工序（除熔模铸造外），便于实现生产过程的机械化、自动化。

5）改善劳动条件，提高劳动生产率。

由于以上的优点，使特种铸造方法得到日益广泛的应用。其中一些方法属于近净形成形的先进工艺。但每种特种铸造方法也都存在着一些缺点，其应用范围也有一定的局限性。表5.1-1中列出了各种主要特种铸造方法的工艺过程特点、适于生产的铸件和一些工艺参数。

表5.1-1　特种铸造工艺过程特点及其使用范围

铸造方法	工艺特点	工艺过程复杂程度	适用于生产的铸件 合金	重量	最小壁厚/mm	表面粗糙度/μm	尺寸公差	形状特征	批量	工艺出品率/%	毛坯利用率/%	生产准备
熔模铸造	制熔模→制壳→脱膜→焙烧型壳→浇注 1）熔去模样形成型腔 2）铸型工作表面由粉状耐火材料和高温粘结剂形成 3）热型浇注	复杂	各种铸造合金	数克至数百千克	约0.5，最小孔径0.5	一般 R_a=1.6~6.3，精整后最高可达 R_a=0.8	CT4~CT7级	复杂铸件	小批中批大批	30~60	90	复杂
陶瓷型铸造	模样和砂箱放在模板上→灌陶瓷浆→取模→喷烧陶瓷型工作表面→焙烧陶瓷型→浇注 铸型工作表面由粉状耐火材料和高温粘结剂形成	较复杂	主要是模具钢、碳素钢、合金钢	数百克到数吨	2	R_a=3.2~12.5	CT6~CT8级	中等复杂铸件	单件小批	40~60	90	较复杂
石膏型铸造	制熔膜→灌石膏浆→干燥→脱模→石膏型焙烧→浇注 铸型由粉状耐火材料和石膏粉料形成	复杂	以铝合金、锌合金、铜合金、银为主	数克至数百千克	约0.5，最小孔径0.5	R_a=0.8~6.3	CT4~CT7级	复杂铸件	小批中批大批	30~60	90	复杂、较复杂
	模样和砂箱放在模底板上→灌石膏浆→取模→石膏型焙烧→浇注 铸型由粉状耐火材料和石膏粉状形成						CT6~CT8级					

续表 5.1-1

铸造方法	工艺特点	工艺过程复杂程度	适用于生产的铸件							工艺出品率/%	毛坯利用率/%	生产准备
			合金	重量	最小壁厚/mm	表面粗糙度/μm	尺寸公差	形状特征	批量			
消失模铸造	制EPC模 → 组装浇冒口 → 干砂振动造型 → 真空或非真空浇注 制EPC模 → 组装浇冒口 → 自硬砂造型 → 真空或非真空浇注	简单一般	铝合金铜合金铁、钢	数十克到数吨	铝合金 2～3、铸铁 4～5、铸钢 5～6	R_a = 6.3 ～12.50	CT6～CT9级	各种形状铸件	大批 单件小批	40～75	70～80	较复杂
金属型铸造	利用金属制成铸型，在重力场中浇注金属液，形成铸件 1）铸型有剧烈的冷却作用 2）铸型无透气性 3）铸型无退让性	简单一般	钢、铁铝合金镁合金铜合金	数十克到几百千克	铝硅 2 铝镁 3 铸铁 2.5 钢 5	一般为 R_a = 6.3 ～12.5 最高 R_a = 3.2	CT6～CT9级	中等复杂铸件	中批大批	40～70	70	较复杂
压力铸造	金属液在高压作用下，以高的线速度填充金属型，并在压力作用下凝固成形	简单	锌合金锡合金铝合金镁合金铜合金	数克到数十千克	最小壁厚 0.3，最小孔径 0.7，最小螺距 0.75	R_a = 0.8 ～3.2	CT4～CT8级	复杂铸件	大批	60～90	90	复杂
低压铸造	金属液在较低压力作用下，由下向上地填充各种铸型，并在压力作用下凝固成形	简单一般	钢、铁铝合金镁合金铜合金	中、小件数千克到数百千克	同金属型	决定所用铸型种类	CT6～CT9级	中等复杂铸件	小批中批大批	80～90	70～90	中等复杂
挤压铸造	把金属液浇入开启的铸型中，把两半型相合，型内金属液受到铸型的挤压，填充于两半型形成的型腔之中，凝固成形	一般	铝合金、镁合金、锌合金、铜合金为主，其他变形合金和铸造合金	几十克到 160 kg	1	R_a = 3.2 ～6.3	CT5级	外形简单的铸件	中批大批	80～95	70～90	复杂
离心铸造	金属液浇注到旋转的铸型中，并在旋转情况下凝固成形	一般	铸钢、铸铁、铝合金、铜合金	数克到数十吨	3	R_a = 6.3 ～12.5	—	特别适用于管形铸件、也可铸中等复杂的铸件	小批中批大批	75～95	70～100	复杂、中等复杂
连续铸造	金属液进入水冷金属型（结晶器）的一端，从铸型的另一端连续地取出铸件	简单	钢、铁铝合金铜合金		3～5	—	—	外形简单、截面相同的长铸件	大批	>90	>80	复杂

续表 5.1-1

铸造方法	工艺特点	工艺过程复杂程度	适用于生产的铸件							工艺出品率/%	毛坯利用率/%	生产准备
			合金	重量	最小壁厚/mm	表面粗糙度/μm	尺寸公差	形状特征	批量			
真空铸造	在水冷金属型（结晶器）内建立真空，把金属液由下向上地吸入型内，并在真空下由外向中心凝固	简单	铜合金 铝合金 锌合金		结晶器的真空吸铸5、非结晶器的真空吸铸0.5、	—	—	圆管形、圆柱形，直径小于120 mm	小批	>90	>80	复杂、中等复杂

编写：姜不居（清华大学）

第 2 章　熔 模 铸 造

1　概述

熔模铸造（investment casting）又称失蜡铸造（lost wax process），它的产品精密、复杂、接近于零件最后形状，可不加工或很少加工就直接使用，故熔模铸造是一种近净形的生产金属零件的先进工艺。

1.1　工艺过程

熔模铸造是用可熔（溶）性一次模和一次型（芯）使铸件成形的铸造方法。现代熔模铸造工艺流程如图 5.2-1 所示。将模料压入压型中制造熔模（见图 5.2-1a）、打开压型取出熔模（见图 5.2-1b）、组合模组（见图 5.2-1c）、将模组浸入涂料桶中上涂料（见图 5.2-1d）、撒砂（见图 5.2-1e）、让型壳干燥（见图 5.2-1f）、重复 d、e、f 工序数次，形成一定厚度的型壳，脱除型壳中模料（见图 5.2-1g）、型壳焙烧（见图 5.2-1h）、将金属液浇入热态型壳（见图 5.2-1i）、脱除型壳和清理铸件（见图 5.2-1j）。图 5.2-2 为熔模铸造工艺流程框图。

1.2　工艺特点

1）铸件尺寸精度高、表面粗糙度值低。熔模铸件尺寸精密可达 CT4 ~ CT6 级，表面粗糙度可达 $R_a = 0.4 \sim 3.2\ \mu m$，可大大减少铸件的切削加工余量，并可实现无余量铸造。

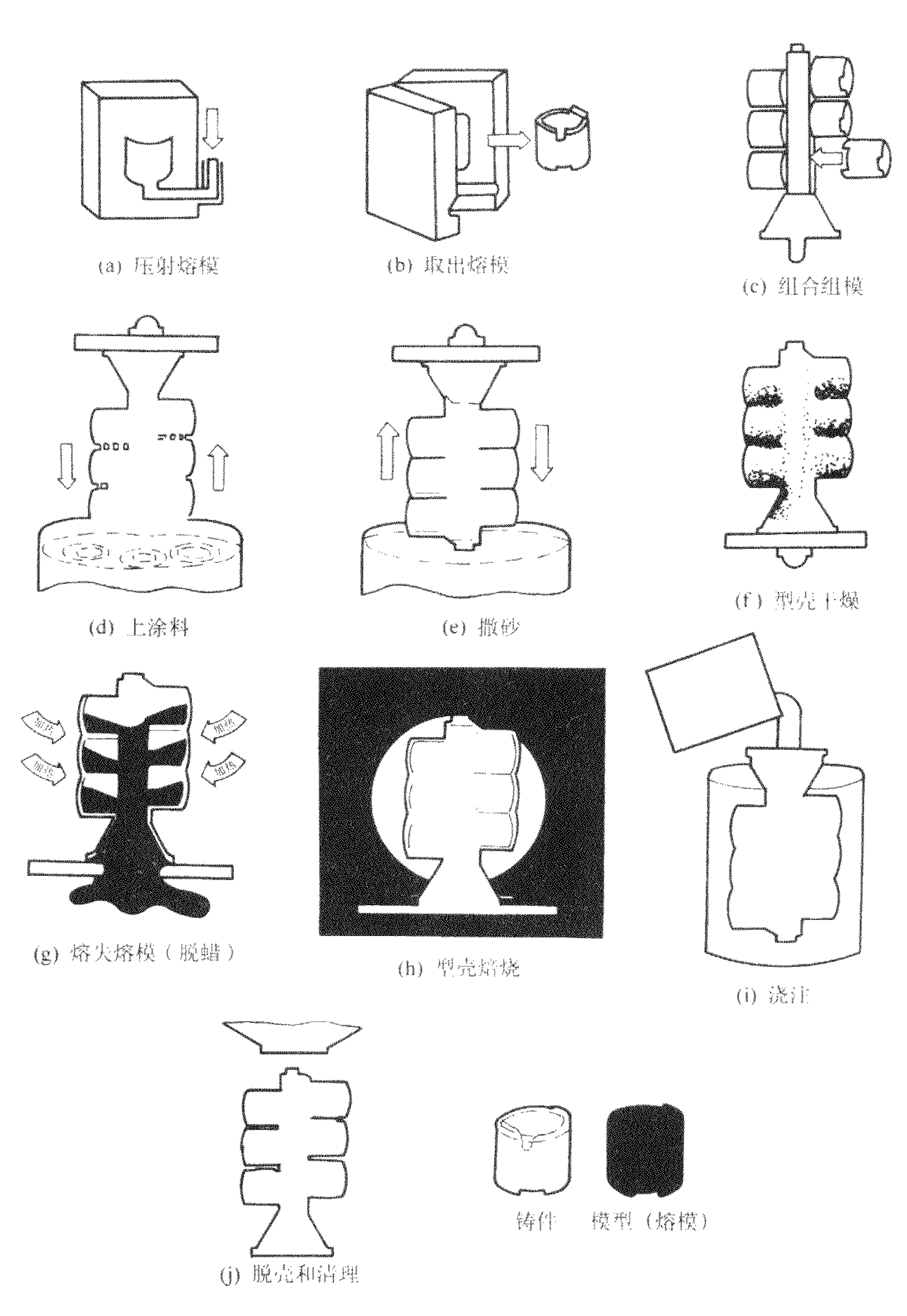


图 5.2-1　熔模铸造工艺流程

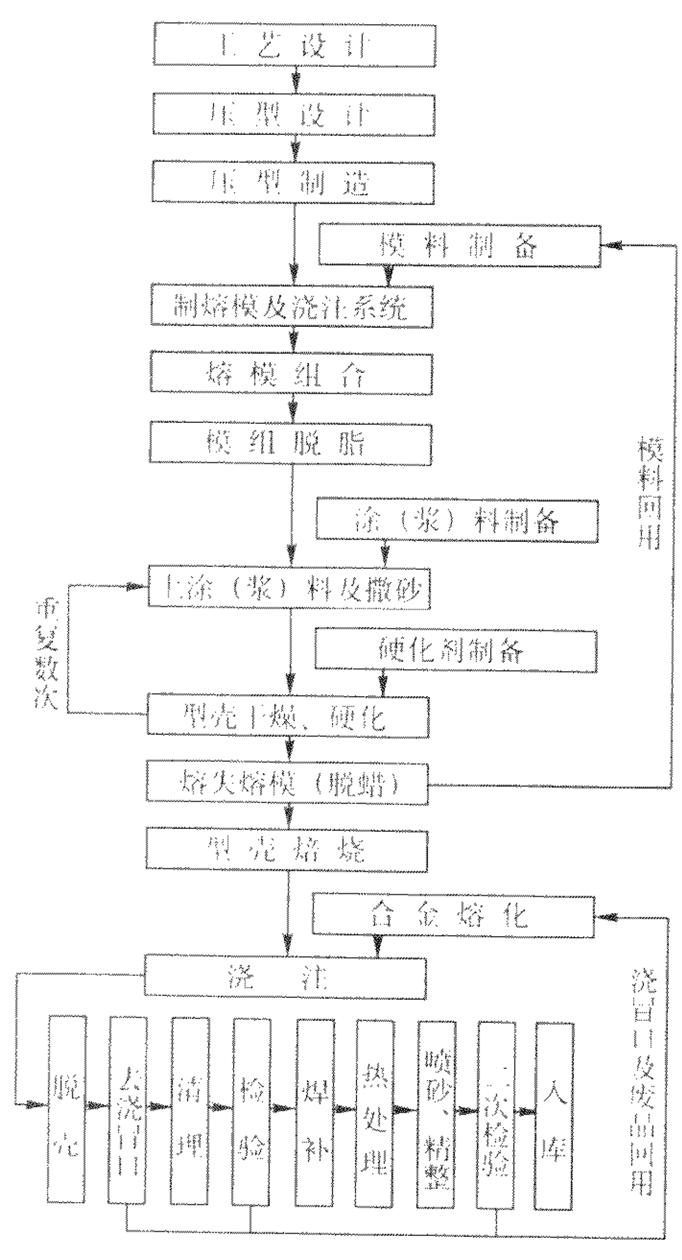


图 5.2-2　熔模铸造工艺流程图

2）可铸造形状复杂的铸件。熔模铸造能生产出形状复杂、难于用其他方法生产的零件如飞机发动机空心叶片等。也能铸造最小壁厚 0.5 mm，最小孔径 0.5 mm，轮廓尺寸几毫米到上千毫米，质量从 1 g 到接近 1 000 kg 的铸件。可以用熔模铸造的整铸件代替由许多零件组成的部件，降低成本和零件重量。

3）合金材质不受限制。可铸造铝合金、镁合金、铜合金、钛合金、贵金属、铸铁、碳钢、不锈钢、合金钢和镍、钴基高温合金熔模铸件。

4）生产灵活性高、适应性强。熔模铸造的工装模具可采用多种材料和工艺制造、大批量生产采用金属压型，小批量生产可采用易熔合金压型等，样品研制则直接采用快速原型代替蜡模，生产灵活性高，适应性强。

熔模铸造也有一定的局限性，如工艺流程繁琐，生产周期长，铸件尺寸不能太大，铸件冷却速度较慢等。

1.3　应用范围

熔模铸造主要应用于精密复杂的中小铸件，合金不限。目前它几乎已应用于所有的工业部门，特别是航空航天、造船、汽轮机和燃气轮机、兵器、电子、石油、化工、核能、交通运输、纺织、制药、医疗器械、仪器仪表、机械、泵和阀、运动器械、家用电器等。熔模铸造按其服务对象及质量可分为两类：一类用于航空及航天工业的高质量件，一类用于其他行业的件。表 5.2-1 为熔模铸件的应用实例。

表 5.2-1　熔模铸件的应用实例

名　称	特　点	铸　件　图
定向凝固叶片（左图）	飞机发动机用叶片，利用定向凝固技术，使叶片结晶为定向柱晶	
单晶叶片（右图）	飞机发动机用叶片，利用单晶技术铸造，使叶片为单晶	
工业涡轮叶片	GE 发动机的 MS9001FA 工业涡轮一级叶片（左图）和二级叶片（右图），尺寸分别为 431.8 mm × 216.5 mm、558.8 mm × 203.2 mm，重量分别为 13 kg 和 12.6 kg	

续表 5.2-1

名 称	特 点	铸 件 图
汽轮机叶片	汽轮机四级导流器扇段，尺寸为 609.6 mm × 584.2 mm，质量 63 kg	
壳体	铝合金熔模铸件，尺寸 214.9 mm × 200 mm × 145 mm，质量 2.36 kg，右图是用两个切面解剖后的照片，其外形、内腔均很复杂，它是用 13 个不同蜡模组装得到的熔模	
电子导航系统零件	铝合金熔模铸件，轮廓尺寸 ϕ165 mm × 187 mm，有 21 个同轴度要求很高的圆槽，质量 1.47 kg	
热交换器	铝合金熔模铸件，轮廓尺寸 190.5 mm × 139.7 mm × 55.9 mm，质量 0.184 kg，壁厚 1.5 mm，上面有 1 200 多个小针以提供最大的散热面积	
气缸头	铝合金气缸头，轮廓尺寸 254 mm × 184 mm × 207 mm，其散热片高 61 mm，尖端厚仅 1.52 mm，质量 3.6 kg	

续表 5.2-1

名称	特点	铸件图
主屏蔽罩	铝合金主屏蔽罩，轮廓尺寸 381 mm×355.6 mm×190.5 mm，大量使用薄壁结构，最薄壁厚 1.02 mm，用它代替组装件，质量从 2.16 kg 减为 1.21 kg	
前机匣	钛合金熔模铸件，用于 A310、A300、波音 747、波音 767 等飞机发动机上，它支撑涡轮风扇部件并将之连接到压缩机部分。轮廓尺寸最大为 1 320.8 mm。它代替由 88 个较小零件组成的组装件，强度提高，质量减轻，尺寸控制得更好	
显示器框架	铝合金熔模铸件，用于 MIA2 坦克上，该整体熔模铸件代替了两个砂型铸件，减少机加工量，并增加了零件的可靠性和性能，该件需测定 1 191 个尺寸，并要求 X 射线探伤	
摩托车车架换向接头	用整体熔模铸件代替 31 个件组装成的摩托车车架换向接头，大大减少了焊接、矫直工作，使铸件尺寸更为精确	
机匣	钛熔模铸件 V-22 直升飞机传动机匣	

续表 5.2-1

名　称	特　点	铸件图
喷嘴	不锈钢熔模铸件，质量 0.30 kg，原为 5 个零件焊成，用整体熔模铸件代替后，节省成本 80%，尺寸公差保持在 ±0.127 mm 内	
涡轮	17－4PH 涡轮，代替了多个零件组装和焊接而成的组装件，使铸件力学性能更强、更轻	
导槽	铝合金熔模铸件，轮廓尺寸 ϕ45 mm × 63.5 mm，壁厚 0.5～1.5 mm，质量小于 28 g。原为压铸件，因数量不很大，改为熔模铸件	
高尔夫球杆头	钛合金熔模铸件，空心杆头壁厚可达 0.9 mm	
圆盘零件	陶瓷增强铝基复合材料的熔模铸件	

2 铸件工艺设计

2.1 铸件结构

(1) 铸件结构工艺性分析

熔模铸件结构工艺性是指从生产工艺出发，对零件结构提出的要求。也就是在满足工作要求的前提下希望零件结构能兼顾到熔模铸造的工艺特点，使之尽量与熔模铸造的工艺要求相吻合。这些工艺性要求见表 5.2-2。

表5.2-2 熔模铸件的结构工艺性要求

工艺性要求	不合理结构	合理结构	说明
均匀壁厚，减少热节			减少了热节集中程度，防止产生缩孔（松）、热裂
形成定向凝固	φ10.2 通孔 内浇道 Sφ17	φ10.2 通孔 内浇道 Sφ22	便于浇注补缩系统对铸件进行补缩
设置加强肋，防止热裂产生	85 145	肋	加强肋可改善散热条件，强化易热裂部位，以防止热裂产生
适当削弱某些部位的结构刚性，以防止变形			左图轮辐射收缩时，轮缘易变形，右图轮辐刚性弱，收缩时轮缘不易变形
方便熔模从压型中取出			
消除内部侧凹，减少型芯数量，方便型芯抽出			左图型芯难以抽出，改为右图后抽芯方便
	R		左图型芯 R 部位难以成形，右图型芯能抽出成形

续表 5.2-2

工艺性要求	不合理结构	合 理 结 构	说 明
消除内部侧凹，减少型芯数量，方便型芯抽出			左图 A 部位需抽芯，右图在肋处分型可省去抽芯
尽量避免大平面			将大平面分割成几个小平面或设置一些通孔（工艺孔）可以减少涂料堆积，增加平面部位型壳刚度而避免变形
避免深孔、不通孔、不通槽			不通孔（槽）制熔模时抽芯困难；深孔、不通孔（槽）涂料制壳时倒料撒砂困难，易产生内壁鼓瘪、跑火等缺陷
有利于简化分型面			左图为阶梯形分型面，右图为平直分型面
有利于熔模留在同一型块中			熔模留在同一型块中可以减少型块加工时以及压型定位时引起的熔模误差

(2) 铸件结构要素及工艺参数选择

1) 最小壁厚　不同合金的熔模铸件最小壁厚推荐值和可能铸出的最小值见表 5.2-3。对于局部尖端部位，可铸出的壁厚可比表中最小值小 30% ~ 50%。

表 5.2-3　熔模铸件的最小壁厚

mm

铸件材料	铸件轮廓尺寸									
	> 10 ~ 50		> 50 ~ 100		> 100 ~ 200		> 200 ~ 350		> 350	
	推荐值	最小值	推荐值	最小值	推荐值	最小值	推荐值	最小值	推荐值	最小值
铅锡合金	1.0 ~ 1.5	0.7	1.5 ~ 2.0	1.0	2.0 ~ 3.0	1.5	2.5 ~ 3.5	2.0	3.0 ~ 4.0	2.5
锌合金	1.5 ~ 2.0	1.0	2.0 ~ 3.0	1.5	2.5 ~ 3.5	2.0	3.0 ~ 4.0	2.5	3.5 ~ 5.0	3.0
铸铁	1.5 ~ 2.0	1.0	2.0 ~ 3.5	1.5	2.5 ~ 4.0	2.0	3.0 ~ 4.5	2.5	4.0 ~ 5.0	3.5
铜合金	2.0 ~ 2.5	1.5	2.5 ~ 4.0	2.0	3.0 ~ 4.0	2.5	3.0 ~ 5.0	3.0	4.0 ~ 6.0	3.5
镁合金	2.0 ~ 2.5	1.5	2.5 ~ 4.0	2.0	3.0 ~ 4.0	2.5	3.5 ~ 5.0	3.0	4.0 ~ 6.0	3.5
铝合金	2.0 ~ 2.5	1.5	2.5 ~ 4.0	2.0	3.0 ~ 5.0	2.5	3.5 ~ 6.0	3.0	4.0 ~ 7.0	3.5
碳钢	2.0 ~ 2.5	1.5	2.5 ~ 4.0	2.0	3.0 ~ 5.0	2.5	3.5 ~ 6.0	3.0	4.0 ~ 7.0	4.0
高温合金	0.9 ~ 2.0	0.6	1.5 ~ 3.0	0.8	2.0 ~ 4.0	1.0	—	—	—	—

2）铸造圆角　一般情况下，铸件转角处应设计成圆角，否则容易产生裂纹、缩孔或缩松。铸件内、外圆角可按式（5.2-1）、式（5.2-2）计算，其结果按 1 mm、2 mm、3 mm、5 mm、8 mm、10 mm、15 mm、20 mm、25 mm、30 mm、40 mm 系列取值。

$$r = (d+\delta)/k \tag{5.2-1}$$

$$R = r + (d+\delta)/2 \tag{5.2-2}$$

式中，r 为转角的内圆角，mm；R 为转角的外圆角，mm；d、δ 为连接壁的壁厚，mm；k 为转角的圆角因数，根据角度大小由图 5.2-3 选取。

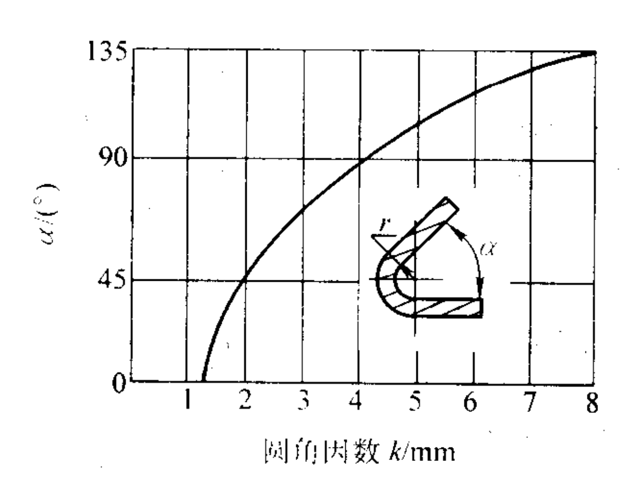


图 5.2-3　转角的圆角因数

为简化压型结构、方便取模，对处于分型面部位的铸件凸缘、法兰边缘、孔的边缘等转角应避免用外圆角过渡。

3）最小铸出孔、槽　过细而长的孔、过深过窄的槽，因制壳和清砂困难而不铸出。一般熔模铸件孔径 $d<(2.5\sim3.0)$ mm，孔高与孔径比 $h/d>5$ 的通孔和 $h/d>(2.5\sim3.0)$ 的不通孔不予铸出。表 5.2-4 为最小铸出孔的孔径和深度。特殊的小而复杂孔和内腔可采用陶瓷型芯铸出。表 5.2-5 为钢铁材料熔模铸件的铸槽尺寸。非铁合金件的铸槽可比表中数据更窄、更深些。

4）起模斜度见表 5.2-6。

表 5.2-4　最小铸出孔的孔径与深度　mm

孔的直径	最大孔深	
	通孔	不通孔
3 ~ 5	5 ~ 10	≈5
>5 ~ 10	>10 ~ 30	>5 ~ 15
>10 ~ 20	>30 ~ 60	>15 ~ 25
>20 ~ 40	>60 ~ 120	>25 ~ 50
>40 ~ 60	>120 ~ 200	>50 ~ 80
>60 ~ 100	>200 ~ 300	>80 ~ 100
>100	>300 ~ 350	>100 ~ 120

表 5.2-5　钢铁材料熔模铸件的铸槽尺寸　mm

铸槽宽 b	≥2.5	4	6	8	10	16	20	24
最大槽深 H、h	≤5	8	20	32	46	80	120	150

表 5.2-6　熔模铸件的起模斜度

	种　类	增大铸件壁厚	减小铸件壁厚	增减铸件壁厚
斜度形式	图例			
	适用范围	1）加工面 2）壁厚 <5 mm 的非加工面	壁厚 >10 mm 的非加工面	壁厚 5 ~ 10 mm 的非加工面
取值	铸造斜度面高 h/mm		非加工面斜度	
			外表面	内表面
	≤20		0°20′	1°
	>20 ~ 50		0°15′	0°30′
	>50 ~ 100		0°10′	0°30′
	>100		0°10′	0°15′

5）熔模铸件尺寸公差 GB/T 6414—1999《铸件尺寸公差》规定了各种铸造方法生产铸件的尺寸公差，共分16级，见表5.2-7。表5.2-8为成批生产条件下熔模铸件的尺寸公差等级。

表5.2-7 铸件尺寸公差值（摘自GB/T 6414—1999） mm

铸件尺寸		公差等级CT						
大于	至	3	4	5	6	7	8	9
—	3	0.14	0.20	0.28	0.40	0.56	0.80	1.2
3	6	0.16	0.24	0.32	0.48	0.64	0.90	1.3
6	10	0.18	0.26	0.36	0.52	0.74	1.0	1.5
10	16	0.20	0.28	0.38	0.54	0.78	1.1	1.6
16	25	0.22	0.30	0.42	0.58	0.82	1.2	1.7
25	40	0.24	0.32	0.46	0.64	0.90	1.3	1.8
40	63	0.26	0.36	0.50	0.70	1.0	1.4	2.0
63	100	0.28	0.40	0.56	0.78	1.1	1.6	2.2
100	160	0.30	0.44	0.62	0.88	1.2	1.8	2.5
160	250	0.34	0.50	0.70	1.0	1.4	2.0	2.8
250	400	0.40	0.56	0.78	1.1	1.6	2.2	3.2
400	630	—	0.64	0.90	1.2	1.8	2.6	3.6
630	1 000	—	—	1.0	1.4	2.0	2.8	4.0

表5.2-8 成批生产的熔模铸件尺寸公差等级

铸件材质		铸钢	灰铸铁	球墨铸铁	铜合金	轻金属合金	镍基合金	钴基合金
公差等级CT	HB 6103—1986	5~7	4~6	4~6	4~6	4~6	4~6	4~6
	GB/T 6414—1999	5~7	5~7	5~7	4~6	4~6	5~7	5~7

表5.2-9~表5.2-11分别为俄罗斯、美国ICI和日本熔模铸件尺寸公差。表5.2-12~表5.2-15分别为熔模铸件圆角半径公差、角度允许偏差、铸件平面度和直线度尺寸公差、椭圆度尺寸公差。

表5.2-9 熔模铸件尺寸公差（俄罗斯） mm

铸件基本尺寸	尺寸公差		
	高精度	一般精度	低精度
≤3	0.10	0.12	0.25
>3~6	0.10	0.16	0.30
>6~10	0.10	0.20	0.36
>10~18	0.12	0.24	0.43
>18~30	0.14	0.28	0.52
>30~50	0.34	0.62	1.00
>50~80	0.40	0.74	1.20
>80~120	0.46	0.87	1.40
>120~180	0.53	1.00	1.60
>180~260	0.60	1.15	1.90
>260~360	1.35	2.20	3.30
>360~500	1.55	2.50	3.80

表5.2-10 熔模铸件尺寸公差（美国ICI） mm

铸件基本尺寸	一般公差	特别公差
≤12.5	±0.18	±0.08
>12.5~25.4	±0.25	±0.13
>25.4~50.8	±0.33	±0.20
>50.8~76.2	±0.41	±0.25
>76.2~101.6	±0.48	±0.30
>101.6~127.0	±0.56	±0.36
>127.0~152.4	±0.64	±0.38
>152.4~177.8	±0.71	±0.41
>177.8~203.2	±0.79	±0.43
>203.6~228.6	±0.86	±0.46
>228.6~254.0	±0.94	±0.48
>254.0	每增加25.4增加±0.13	-

表5.2-11 熔模铸件尺寸公差（日本） mm

铸件基本尺寸	一般公差	特别公差
≤10	±0.15	±0.15
>10~25	±0.20	±0.20
>25~50	±0.30	±0.30
>50~100	±0.45	±0.40
>100~150	±0.60	±0.45
>150~200	±0.90	±0.50
>200~250	±1.20	±0.60
>250	±0.55%	±0.35%

表5.2-12 熔模铸件圆角半径公差 mm

圆弧半径		<3	≥3~6	≥6~10	≥10~16	≥16~25	≥25~40	≥40~63	≥63~100
尺寸公差	CT3~CT5	0.6	0.7	0.8	1.0	1.2	1.5	1.8	—
	CT6~CT8	1.2	1.3	1.5	1.6	1.7	1.8	2.0	2.2

表 5.2-13 熔模铸件角度允许偏差

短邻边长 l/mm	角度 α 允差	图 例
≤10	1°30′	
>10~18	1°2′	
>18~30	1′	
>30~50	45′	
>50~80	30°	
>80~120	20′	
>120~180	15′	
>180~260	15′	
>260~360	10′	

表 5.2-14 熔模铸件平面度、直线度尺寸公差

mm

铸件长度	一般公差	特别公差
<25	0.2	0.1
≥25~50	0.4	0.2
≥50~100	0.6	0.3
≥100~150	0.8	0.4

表 5.2-15 熔模铸件椭圆度尺寸公差 mm

直 径	一般公差	特别公差
≤10	±0.25	±0.15
>10~25	±0.40	±0.20
>25~50	±0.75	±0.30

6）熔模铸件表面粗糙度 熔模铸件表面粗糙度与所采用的模料和型壳有关，还与铸件材质、铸件尺寸和重量有关，可参考表 5.2-16~表 5.2-18。

7）加工余量 熔模铸件的加工余量与铸件大小及加工方法有关。表 5.2-19 为不同加工方法的单面加工余量，表 5.2-20 为不同铸件尺寸时的单面加工余量。由于一般碳钢件会有 0.3~0.5 mm 的脱碳层，如加工面不允许脱碳时，加工余量应计入脱碳层厚度。

表 5.2-16 熔模铸件表面粗糙度 R_a μm

工 艺 方 法	铸造状态	精整状态
蜡基模料，水玻璃型壳	12.5~6.3	3.2
树脂基模料，硅酸乙酯、硅溶胶型壳	6.3~3.2	1.6~0.8

表 5.2-17 不同材质熔模铸件的表面粗糙度 RMS

10^{-6} in

材质	铸造状态	精整状态
碳钢	90~125	60~125
300 系列不锈钢	90~125	60~125
400 系列不锈钢	100~125	60~125
铝合金	60~100	40~100
AMS4640 青铜	60~100	60~100
铍铜合金	60~100	40~100
镁合金	60~100	40~100
钴铬合金	60~100	40~100

注：RMS—轮廓微观不平度的高度最小二乘均方根值。

表 5.2-18 熔模铸件表面粗糙度与铸件尺寸和重量的关系

铸件最大尺寸/mm	铸件主要壁厚/mm	铸件重量/kg	铸件表面粗糙度 R_a/μm
50	<3	<0.2	1.6~3.2
150	3~5	0.2~1.0	3.2~6.3
250	5~10	1.0~5.0	6.3~12.5
500	10~20	5.0~15.0	12.5
>500	>20	>15	12.5

表 5.2-19 不同加工方法的单面加工余量

mm

加工方法 / 加工面	车 削	铣 削	磨 削	无心磨削	拉 削	钻 孔	扩 孔	镗 孔
平面	1.0~2.0	1.0~2.0	0.2~0.5	—	0.5~1.0	—	—	—
外圆	0.7~2.0	—	0.2~0.5	0.2~0.7	—	—	—	—
内孔	—	—	0.2~0.5	—	1.0~2.0	1.0~2.0	1.0~2.0	0.5~1.5
叶片型面	—	—	0.15~0.50	—	—	—	—	—

表 5.2-20 不同铸件尺寸时的单面加工余量 mm

铸件最大尺寸	≤50	>50~120	>120~250	>250~400	>400~630
单面加工余量	0.5	0.5~1.0	1.0~1.5	1.5~2.0	2.0~3.0
浇口面加工余量	2.0~4.0				

8）熔模铸件的综合收缩率 影响铸件尺寸的因素包括合金收缩、模料的收缩和型壳的膨胀等，三个方面的综合影响称熔模铸件的综合收缩率，表 5.2-21、表 5.2-22 为其参考数据。

表 5.2-21 碳钢、合金钢熔模铸件综合收缩率

铸件壁厚/mm	模料及型壳分类	综合收缩率 δ/%		
		自由收缩	部分受阻收缩	受阻收缩
1~3	Ⅰ Ⅱ Ⅲ	0.6~1.2 1.2~1.8 1.6~2.2	0.4~1.0 1.0~1.6 1.4~2.0	0.2~0.8 0.8~1.4 1.1~1.7

续表 5.2-21

铸件壁厚/mm	模料及型壳分类	综合收缩率 δ/%		
		自由收缩	部分受阻收缩	受阻收缩
>3~10	Ⅰ Ⅱ Ⅲ	0.8~1.4 1.4~2.0 1.8~2.4	0.6~1.2 1.2~1.8 1.6~2.2	0.4~1.0 1.0~1.6 1.3~1.9
>10~20	Ⅰ Ⅱ Ⅲ	1.0~1.6 1.6~2.2 2.0~2.6	0.8~1.4 1.4~2.0 1.8~2.4	0.6~1.2 1.2~1.8 1.5~2.1
>20~30	Ⅰ Ⅱ Ⅲ	1.2~1.8 1.8~2.4 2.2~2.8	1.0~1.6 1.6~2.2 2.0~2.6	0.8~1.4 1.4~2.0 1.7~2.3
>30	Ⅰ Ⅱ Ⅲ	1.4~2.0 2.0~2.6 2.4~3.0	1.2~1.8 1.8~2.4 2.2~2.8	1.0~1.6 1.6~2.2 1.9~2.3

注：1. 模料和型壳分类为：Ⅰ——蜡基模料，硅酸乙酯（或硅溶胶）—硅石粉涂料型壳；
Ⅱ——蜡基模料，水玻璃—硅石粉涂料型壳；
Ⅲ——树脂基模料，硅酸乙酯（或硅溶胶）—刚玉粉涂料型壳。
2. 高温合金综合收缩率可参照表中Ⅲ选用。

表 5.2-22 非铁合金熔模铸件综合收缩率

合金种类	铸件壁厚/mm	模料及型壳分类	综合收缩率/%		
			自由收缩	部分受阻收缩	受阻收缩
无锡青铜	1~3	Ⅰ Ⅱ	1.3~1.7 1.5~1.8	1.0~1.2 1.2~1.5	—
	>3~10	Ⅰ Ⅱ	1.8~2.2 2.0~2.4	1.3~1.7 1.5~2.0	—
	>10~20	Ⅰ Ⅱ	2.2~2.5 2.5~2.8	1.8~2.0 2.0~2.2	—
锡青铜	1~3	Ⅰ Ⅱ	1.0~1.3 1.1~1.5	0.8~1.0 1.0~1.4	0.4~0.8 0.8~1.2
	>3~10	Ⅰ Ⅱ	1.5~1.8 1.6~2.0	1.0~1.5 1.2~1.8	0.8~1.2 0.9~1.4
	>10~20	Ⅰ Ⅱ	1.8~2.0 2.0~2.4	1.5~1.8 1.6~2.0	1.0~1.4 1.4~1.6
黄铜	1~3	Ⅰ Ⅱ	1.6~1.9 1.8~2.0	1.0~1.4 1.2~1.8	—
	>3~10	Ⅰ Ⅱ	1.8~2.1 2.1~2.3	1.4~1.8 1.8~2.2	—
铝合金	1~3	Ⅰ Ⅱ	0.9~1.2 1.0~1.3	0.7~0.9 0.8~1.0	0.3~0.5 0.3~0.6
	>3~10	Ⅰ Ⅱ	1.2~1.4 1.3~1.5	0.8~1.1 1.0~1.3	0.5~0.7 0.6~0.8

注：Ⅰ——蜡基模料，硅酸乙酯（或硅溶胶）—硅石粉涂料型壳。
Ⅱ——树脂基模料，硅酸乙酯（或硅溶胶）—刚玉粉涂料型壳。

2.2 基准面选择

熔模铸件基准面是检测铸件尺寸的测量基准、机加工的定位基准和压型设计的参照面。铸件上的外圆、平面、内孔和端面均可作为基准面。选择基准面时一般应考虑以下几个原则：

1）铸件基准应尽可能与设计基准和机械加工基准一致。

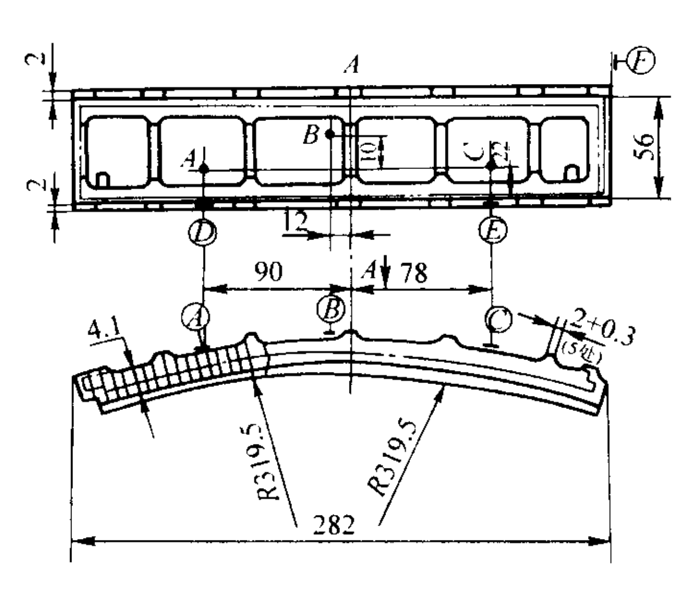
2）熔模铸造基准面一般选择非加工面，若选择加工面时，最好是加工余量较少的面。

3）基准面的数目应能约束六个自由度，故一般选择三个基准面（回转体零件选择二个基准面），并力求划线和加工为同一基准面。

4）基准面应是尺寸比较稳定的平整、光洁表面，其上不应有浇冒口残余、斜度、毛刺等。

表 5.2-23 为基准面选择实例。

表 5.2-23 基准面选择实例

图例	说明
	基准面 *A* 保证了端面的高度以及孔与端面的垂直；基准面 *B* 保证孔通过几何中心和壁厚；基准面 *C* 保证了六个支孔的轴线位置
	*A*、*B*、*C* 点控制铸件的摆动；*D*、*E* 点控制铸件高度；*F* 点控制铸件长度

2.3 浇注系统设计

(1) 浇注系统的功能（见表 5.2-24）

表 5.2-24 浇注系统的功能

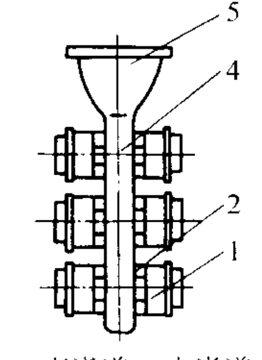
功能	要求
充填	保证精确复制型腔的形状，防止出现浇不到、冷隔等铸造缺陷。金属液浇注充填平稳，避免卷入气体、夹杂和合金二次氧化
补缩	能充分补充铸件凝固时的体收缩，避免产生缩孔（松）
排蜡	模料熔失时排蜡通畅
配热	铸件冷却凝固过程中温度分布合理，避免产生热裂、冷裂、变形、内应力
辅具	具有一定强度以支撑熔模，方便制壳操作和铸件切割，防止熔模脱落和型壳断裂

(2) 浇注系统结构形式

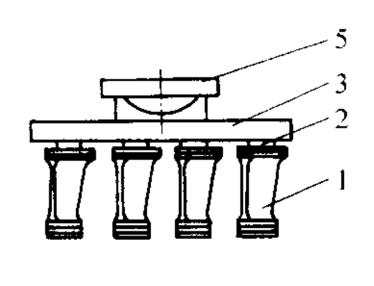
按合金液浇入铸件部位可将浇注系统分为顶注式、底注式、侧注式和联合注入式。按结构组成分可将浇注系统分为直浇道-内浇道式、横浇道-内浇道式、直浇道-横浇道-内浇道式、冒口顶注式、组合式等。常见浇注系统结构见图 5.2-4。

(3) 浇注系统的单元结构尺寸

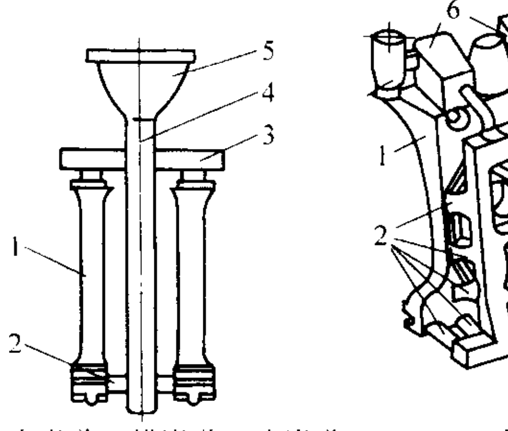
表 5.2-25 所示为易割圆形内浇道的结构尺寸。表 5.2-26 为易割长方形内浇道的结构尺寸。表 5.2-27 为直浇道和浇口杯的结构尺寸。



(a) 直浇道-内浇道



(b) 横浇道-内浇道



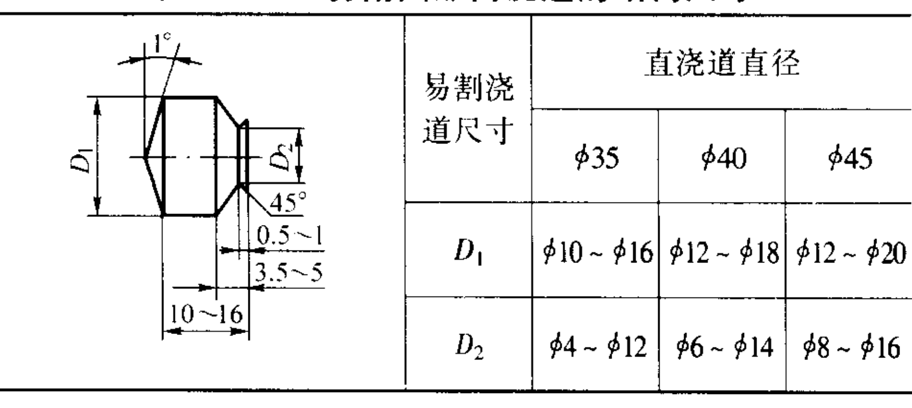
(c) 直浇道-横浇道-内浇道

(d) 组合式

图 5.2-4 熔模铸造常见浇注系统结构

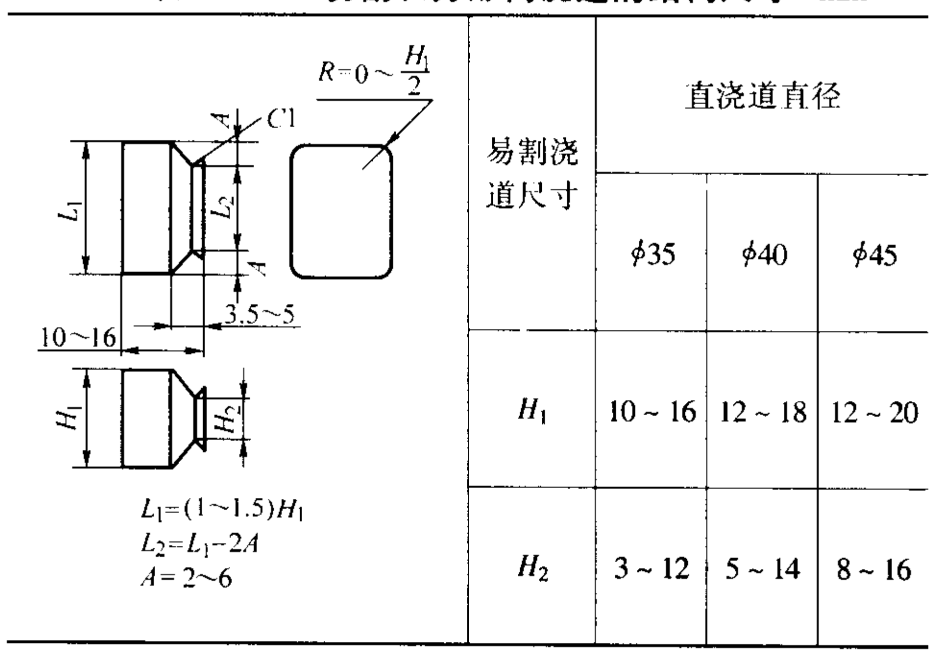
1—铸件；2—内浇道；3—横浇道；4—直浇道；5—浇口杯；6—冒口

表 5.2-25 易割圆形内浇道的结构尺寸 mm



	易割浇道尺寸	直浇道直径		
		$\phi35$	$\phi40$	$\phi45$
	D_1	$\phi10\sim\phi16$	$\phi12\sim\phi18$	$\phi12\sim\phi20$
	D_2	$\phi4\sim\phi12$	$\phi6\sim\phi14$	$\phi8\sim\phi16$

表 5.2-26 易割长方形内浇道的结构尺寸 mm



	易割浇道尺寸	直浇道直径		
		$\phi35$	$\phi40$	$\phi45$
	H_1	10~16	12~18	12~20
	H_2	3~12	5~14	8~16

(4) 浇注系统计算

1) 比例系数法　根据铸件上热节圆直径或热节截面积，由式（5.2-3）、式（5.2-4）确定相应内浇道的直径或截面积。

$$D_g=(0.6\sim1)\ D_c \tag{5.2-3}$$

$$A_g=(0.4\sim0.9)\ A_c \tag{5.2-4}$$

式中，D_c、A_c 分别为铸件热节处热节圆直径，mm 和截面积，mm^2；D_g、A_g 分别为内浇道的直径，mm 和截面积，mm^2。

2）亨金法　对于单一直浇道的直浇道－内浇道式浇注系统，可按式（5.2-5）计算直浇道和内浇道尺寸。

$$M_g = \frac{k\sqrt[4]{M_c^3 G} \times \sqrt[3]{L_g}}{M_s} \qquad (5.2\text{-}5)$$

式中，M_g 为内浇道截面的热模数，mm；M_s 为直浇道截面的热模数，mm；M_c 为铸件热节部位的热模数，mm；G 为单个铸件重量，kg；L_g 为内浇道长度，mm；k 为比例系数，中碳钢 $k \approx 2$；硅黄铜 $k = 1.8$；铝硅合金 $k \approx 1.6$。

图 5.2-5 所示为与式（6.2-5）相应的直浇道、内浇道截面热模数计算图。

表 5.2-27　直浇道和浇口杯结构尺寸

mm

公用尺寸					断面尺寸						
					圆形断面		正方形断面	三角形断面	长方形断面		正六边形断面
D_2	D_3	H	h_1	R	D	D_1	a	b	c	e	d
50	63	250	10	5	20	18	—	—	—	—	20
58	70	280	10	5	25	23	18	—	18	25	25
66	78	300	10	5	30	28	22	27	22	30	30
73	85	300	10	5	35	33	25	31	25	35	35
80	92	320	12	5	40	37	29	—	—	—	40
87	98	320	12	5	45	42	32	—	—	—	45
94	106	360	12	5	50	47	36	—	—	—	—
100	113	360	12	5	55	52	—	—	—	—	—
108	120	360	12	5	60	57	—	—	—	—	—

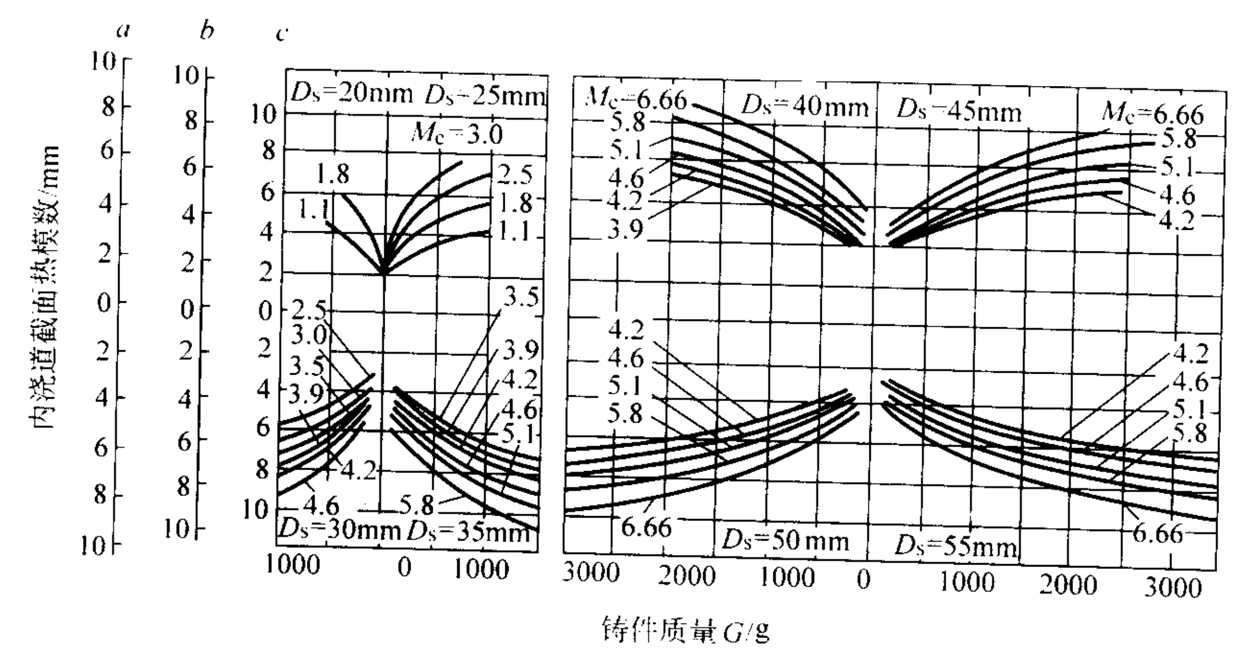


图 5.2-5　直浇道、内浇道截面热模数计算图

a—L_g = 15 mm；b—L_g = 12 mm；c—L_g = 8 mm；D_s—直浇道直径

这种浇注系统的铸件组的最大允许铸件数量 n_{max} 为

$$n_{max} = \frac{A_s H\ (0.2 - \beta)}{\beta G / \rho} \qquad (5.2\text{-}6)$$

式中，A_s 为直浇道截面积，cm^2；H 为直浇道总高，cm；β 为合金的体收缩系数，中碳钢 $\beta \approx 4\%$；硅黄铜 $\beta \approx 5\%$；铝硅合金 $\beta \approx 5.6\%$；ρ 为合金密度，g/cm^3。

对于带有补缩环的直浇道－内浇道式浇注系统，其补缩环直径 D_1 和高 h_1 由下式确定：

$$D_1 \approx 4.6 D_s \qquad h_1 \geqslant D_1 \qquad (5.2\text{-}7)$$

式中，D_s 为直浇道直径，mm。

采用补缩环时，每个补缩环上的最大允许铸件数量 n_{max} 为

$$n_{max} = \frac{V\ (0.2 - \beta)}{\beta G / \rho} \qquad (5.2\text{-}8)$$

式中，V 为补缩环体积，cm^3。

对于横浇道－内浇道系统，横浇道截面积 A_{ru} 可由式（5.2-9）、式（5.2-10）确定。

一般情况时，A_{ru} = （0.7～0.9）A_s　　(5.2-9)

代替冒口起主要补缩作用时，A_{ru} = （1.0～1.3）A_s　　(5.2-10)

3）浇注系统确定参考图法　用一系列图来确定浇注系统。

① 内浇道尺寸　当铸件以热节为主要矛盾时查图 5.2-6，当铸件壁比较厚时查图 5.2-7，当铸件壁较薄时查图 5.2-8 来确定内浇道截面积和内浇道高度。

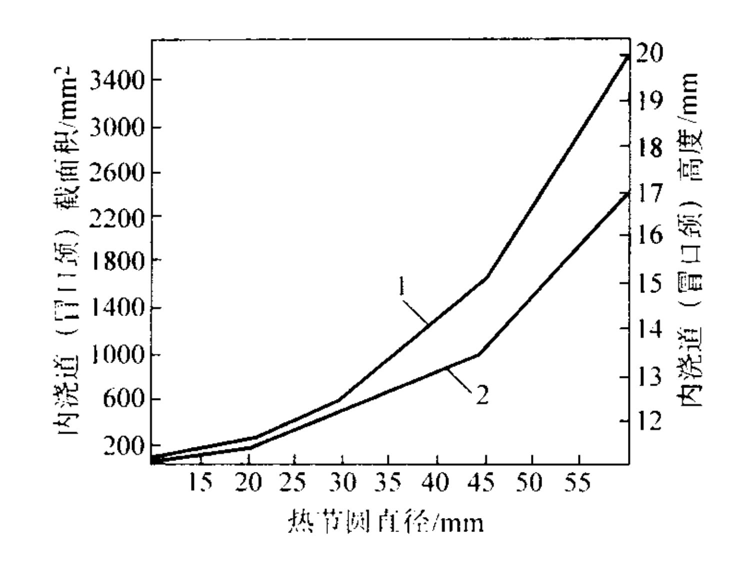


图 5.2-6　铸钢件热节圆直径与内浇道尺寸的关系
1—矩形；2—圆形

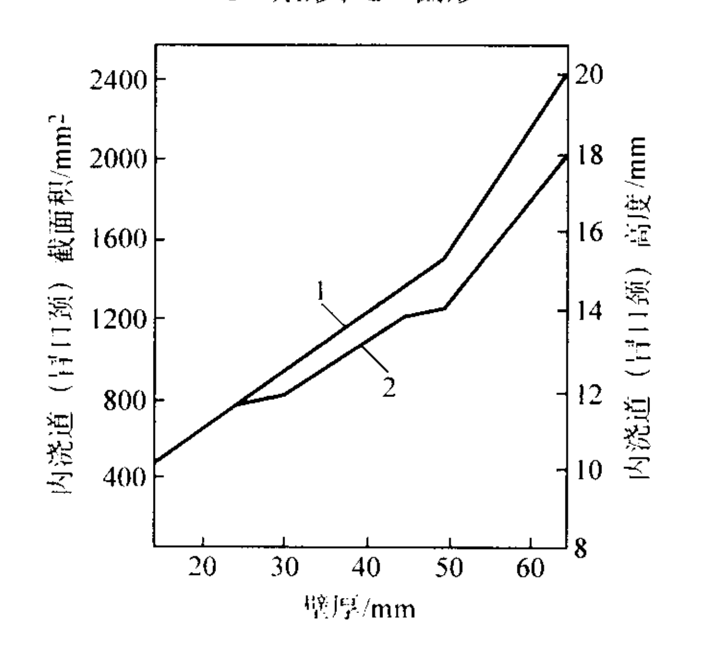


图 5.2-7　铸钢件壁厚与内浇道尺寸的关系
1—矩形、腰圆形；2—圆形

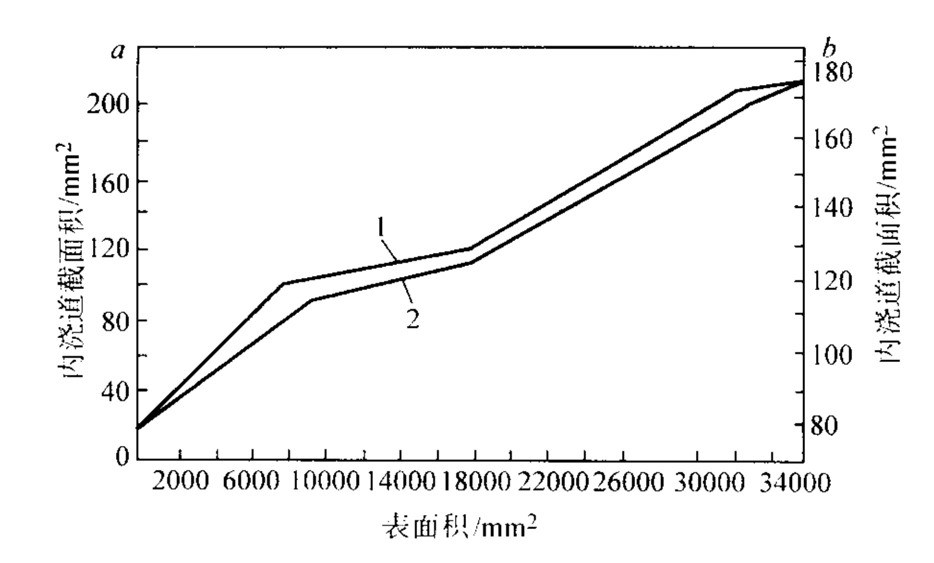


图 5.2-8　铸钢件表面积与内浇道尺寸的关系
1—矩形、腰圆形；2—圆形
a—细长杆或 $\delta = 6 \sim 10$ mm 的铸件；$b - \delta \leqslant 5$ mm 的铸件

② 由图 5.2-9 查出内浇道实际设置个数和实际截面积。

③ 根据内浇道实际面积图查图 5.2-6 ~ 图 5.2-8，求出内浇道的长度。

④ 由内浇道面积从图 5.2-10 查出直浇道、横浇道面积和内浇道中心间距。

⑤ 由图 5.2-11 查矩形内浇道、横浇道的长和宽。

2.4　冒口计算

中小型熔模铸件多数情况下是利用直浇道（浇口杯）或横浇道实现补缩。但对于较大的、结构复杂的件往往需要单独设置冒口进行补缩。

（1）热节圆比例法

该法是根据铸件被补缩部位的热节圆直径来确定冒口尺寸，见表 5.2-28。

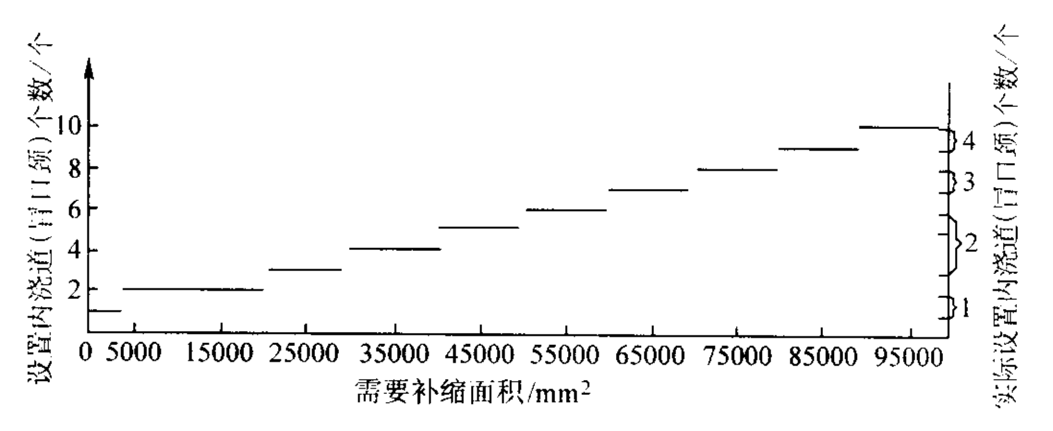


图 5.2-9　铸钢件需要补缩面积与内浇道设置数的关系

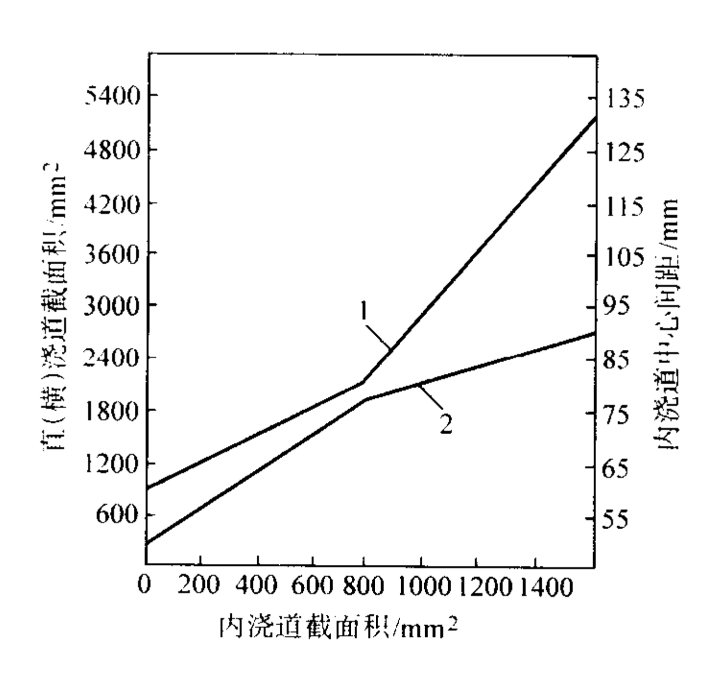


图 5.2-10　内浇道与直（横）浇道截面积、内浇道中心距的关系
1—横浇道；2—直浇道

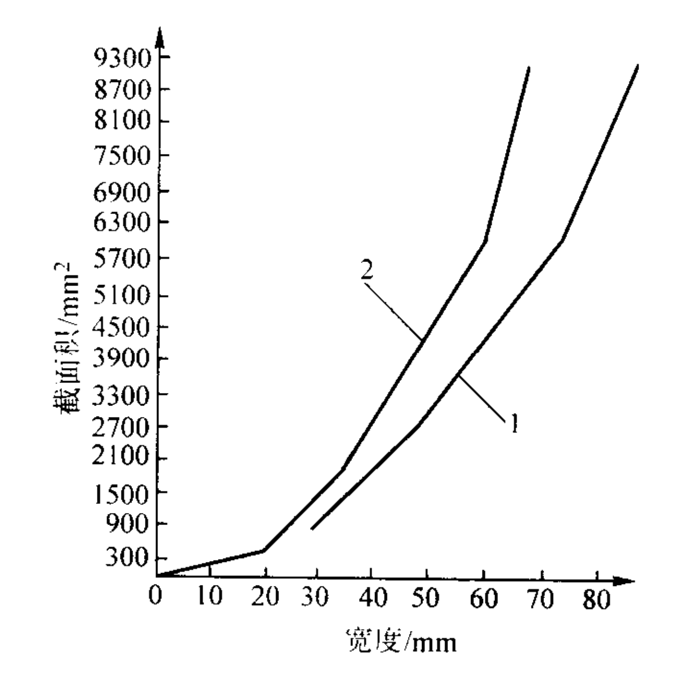
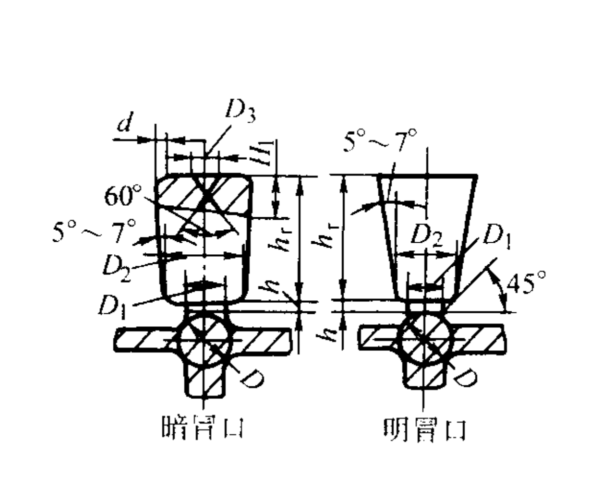


图 5.2-11　矩形内浇道、横浇道截面积与宽度的关系
1—横浇道；2—内浇口、冒口颈

表 5.2-28　冒口尺寸与铸件热节圆直径的比例关系

图	项目		比例关系
	铸件热节圆直径		D
	冒口颈	高度 h	4 ~ 10 mm
		直径 D_1	$D_2\approx(0.7\sim1.0)D$
	冒口根部直径 D_2		$D_2\approx(1.3\sim1.5)D$
	冒口高度 h_r	明冒口	$h_r\approx(1.8\sim2.5)D$
		暗冒口	$h_r\approx(1.5\sim2.0)D$
	出气口直径 d		$d\approx(0.1\sim0.2)D$
	连接桥位置 H_1		$H_1=\frac{1}{3}h_r$
	D_3		$D_3\approx(0.3\sim0.5)D$

(2) 冒口设计计算图法

冒口必须比所补缩铸件处晚凝固，同时应储存足够金属液以补缩铸件。因此，熔模铸钢件的明冒口可用式（5.2-11）来计算。

$$\left.\begin{aligned}D_r&=\max\,[d_r,\ d_r]\\h_r&=1.25D_r+k\end{aligned}\right\}\qquad(5.2\text{-}11)$$

式中，D_r 为明冒口直径，mm；d_r 为保证冒口比铸件冷却慢，所需冒口直径，mm；d_r 为保证冒口中储存有足够补充铸件收缩的金属液，所需冒口直径，mm；max［d_r，d_r］为 d_r 和 d_r 中最大值；h_r 为冒口高度，mm；k 为安全浇注裕量，一般取 20 mm。

图 5.2-12、图 5.2-13 所示为式（5.2-11）中 d_r 计算图，前图适用于正常浇注时，后图适用于冒口顶部绝热时。图 5.2-14 所示为式（5.2-11）中 d_r 的计算图。图中 1 线为正常浇注，2 线为冒口顶部绝热时，图阴影线部分为冒口颈直径 d_{rg} 的取值范围。

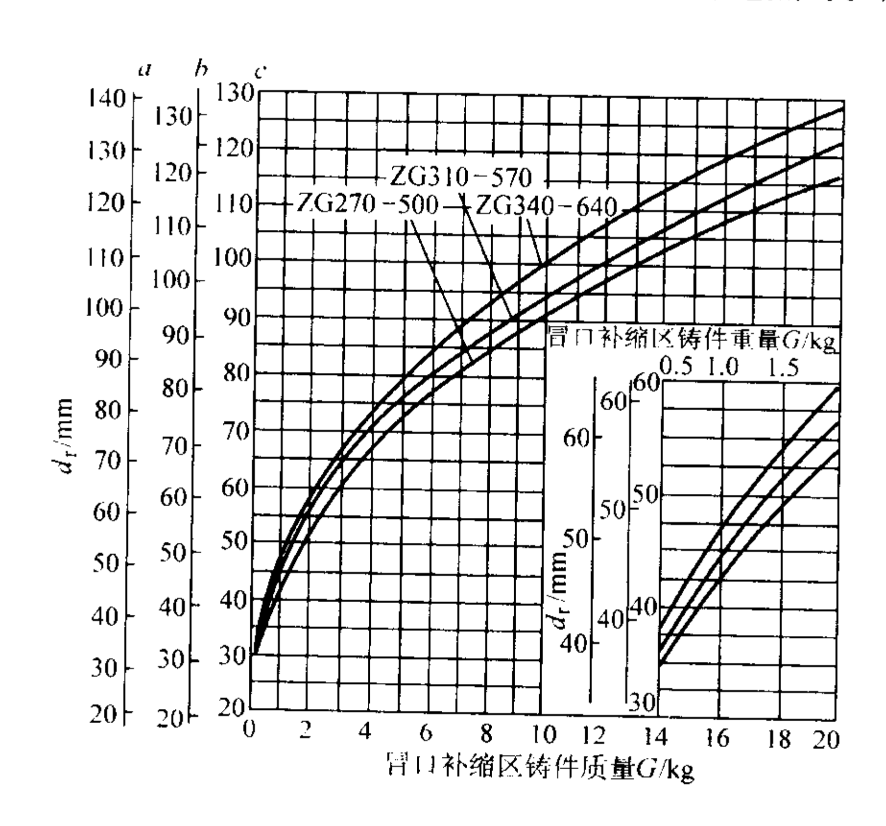


图 5.2-12　正常浇注时 d_r 计算图

a、b、c 分别为 1 550℃、1 520℃和 1 500℃的浇注温度

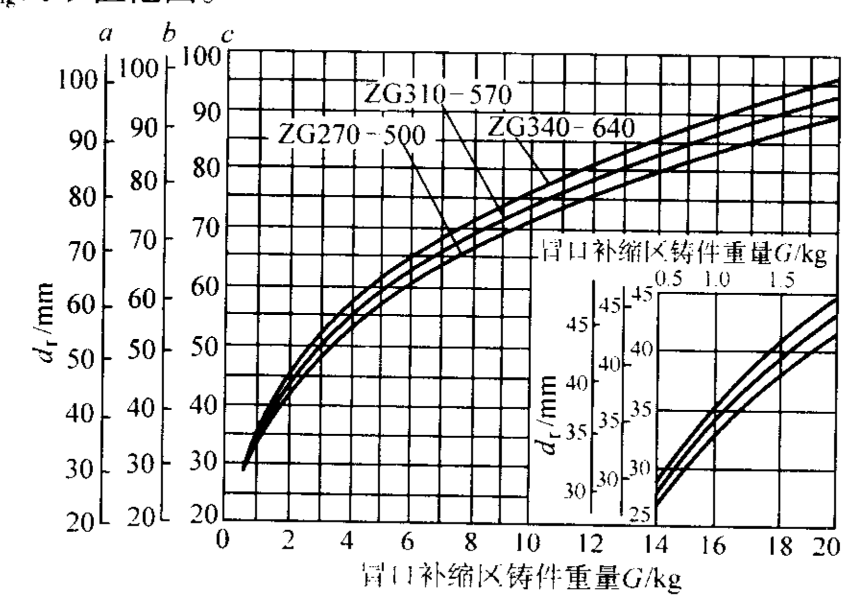


图 5.2-13　冒口顶部绝热时的 d_r 计算图

a、b、c 分别为 1 550℃、1 520℃和 1 500℃的浇注温度

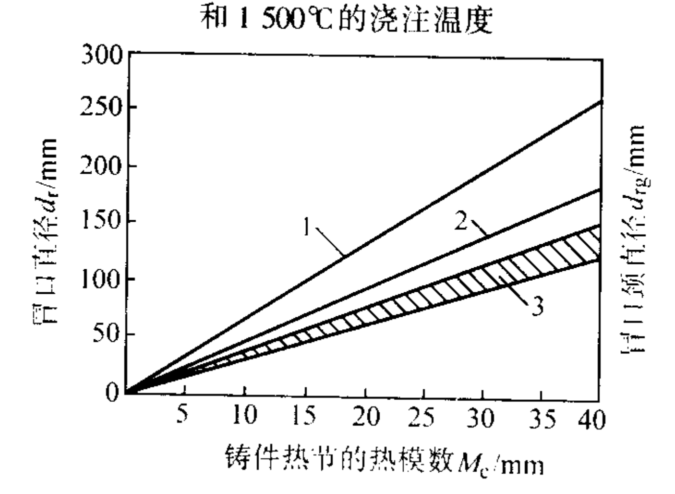


图 5.2-14　d_r 和 d_{rg} 的计算图

1—正常浇注时的 d_r；
2—冒口顶部绝热时的 d_r；3—d_{rg}

(3) 鲁西扬冒口计算法（见表 5.2-29）

表 5.2-29　鲁西扬冒口计算法

冒口形式	补缩位置	图例	计算公式
顶冒口	圆柱截面热节	h_r D_r 5° 45° h_1 h D	明冒口：$D_r=1.3D$ $h_r=D_r\left(1+0.2\frac{h}{D}\right)$ 暗冒口：$D_r=1.3D$ $h_r=D_r\left(0.6+0.2\frac{h}{D}\right)$

续表 5.2-29

冒口形式	补缩位置	图　例	计算公式
顶冒口（h_1 为加工余量，e 为铸件宽）	矩形截面热节		明冒口：$D_r=1.3a$ $h_r=1.2D_r\left(0.6+0.2\frac{h}{a}\right)$ 暗冒口：$D_r=1.3D$ $h_r=D_r\left(0.6+0.2\frac{h}{a}\right)$
	环形轮毂		明冒口：$D_r=0.65\ (D-d)$ $h_r=D_r\left(1+0.1\frac{h}{D-d}\right)$ 暗冒口：$D_r=0.65\ (D-d)$ $\begin{cases} h\leqslant D-d; & h_r=r_1+1.5r_2 \\ h>D-d; & h_r=r_1+2r_2 \end{cases}$
	轮缘	h_r—冒口颈高度	$b=d_0$；$D_r=1.1b$ $h_r=D_r\left(1+0.1\frac{h}{D-d}\right)$ $L_r=0.5\left(\frac{D+d}{n}\right)$ 式中　L_r——冒口弧长 n——冒口数量
侧冒口（d、D 为铸件尺寸）	凸起热节		$d_0=1.3\delta$；$D_r=2\delta$ $h_r=2D_r$；$r=0.4D_r$ $b\geqslant0.6d_0$；$r_1=10\text{ mm}$
	补缩2个铸件的热节		$d_0=1.2\delta$；$D_r=2.5\delta$ $h_r=2D_r$；$r=0.4D_r$ $b\geqslant0.6d_0$；$r_1=10\text{ mm}$

续表 5.2-29

冒口形式	补缩位置	图　例	计算公式
侧冒口	法兰盘		$d_0=0.8\delta$；$D_r=2\delta$ $h_r=2D_r$；$r=0.4D_r$ $b\geqslant0.5D_r$；$L=0.4\left(\frac{D+d}{n}\right)$ $r_1=10$ mm 式中，L 为冒口弧长；n 为冒口数量

3　压型设计与制造

3.1　压型分类

压型是制造易熔模的重要工艺装备。其型腔的尺寸精度和表面粗糙度直接影响易熔模的尺寸精度和表面粗糙度，压型的结构会影响易熔模的生产率及成本。表 5.2-30 为常用压型类型。

3.2　机械加工压型

(1) 压型结构

压型主要由型体、型芯、抽芯机构、起模机构、定向导向机构、锁紧机构和排气槽等组成。图 5.2-15 为手工压蜡用壳体压型结构、图 5.2-16 为自动压蜡机用摇杆压型简图。后者锁紧由压蜡机完成，其压型无需锁紧机构。

表 5.2-30　常用压型类型

类型	特　点	应用范围
机械加工压型	1）材料通常为钢，也有使用铜合金、铝合金 2）尺寸精度可以充分满足设计要求，型腔表面粗糙度 $R_a=1.6\sim0.4\ \mu m$ 3）使用寿命可达十万次以上 4）制造成本高	1）生产批量大的铸件 2）要求尺寸精度高，表面粗糙值低的铸件
低熔点合金铸造压型	1）材料：低熔点合金（通常熔点不超过 300℃） 2）尺寸精度比机械加工压型低，型腔表面粗糙度 $R_a=3.2\sim0.8\ \mu m$ 3）使用寿命可达几千次以上 4）制造成本较低	1）生产批量较大（几千件）的铸件 2）机械加工困难的型腔复杂的压型 3）试生产铸件
石膏压型	1）材料：石膏 2）尺寸精度低，型腔表面粗糙度 $R_a=6.3\sim1.6\ \mu m$ 3）母模可用木模，生产周期短，成本低	1）单件小批量 2）精度要求较低的铸件 3）试生产铸件
硅橡胶压型	1）材料：硅橡胶 2）填充性好，复制性强，周期短 3）精度低，抗拉强度低，寿命短 4）质地较软，使用时外形需要硬质材料衬托	1）复制工艺制品 2）尺寸精度不高的试验铸件
环氧树脂压型	1）材料：塑料、金属母模（钢、铝、铜的机械加工件） 2）尺寸精度比铸造压型略低 3）生产周期短，成本低 4）散热性差，制造易熔模时取模困难，生产率低	1）生产批量较小时 2）要求尺寸精度较低的铸件 3）机械加工困难型腔复杂的压型 4）试生产铸件

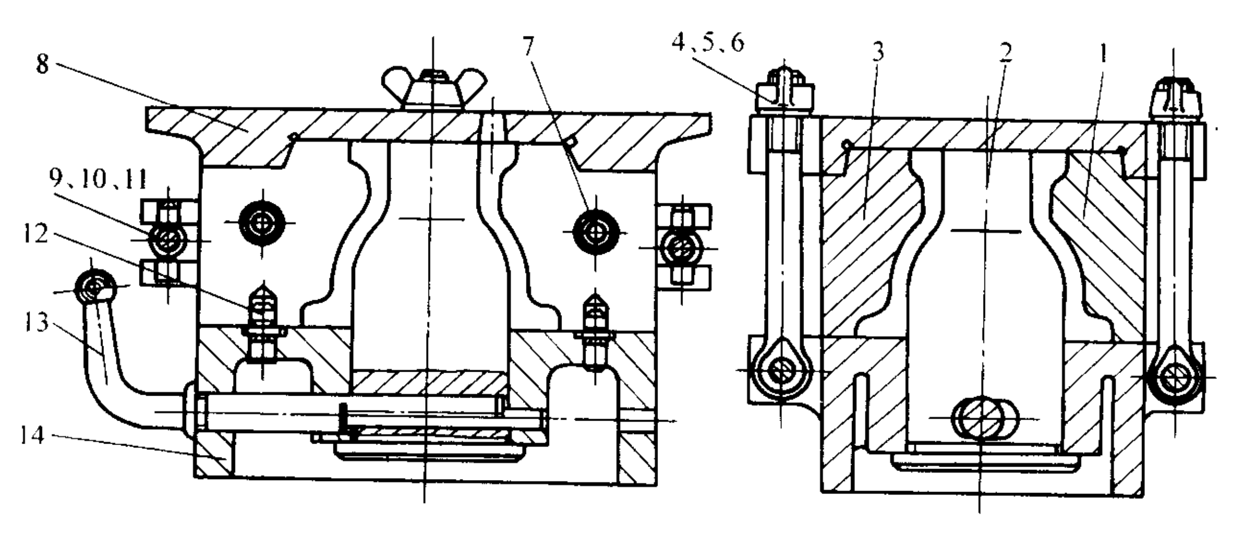


图 5.2-15　壳体压型（手工压蜡用压型）

1—右半型；2—型芯；3—左半型；4—蝶形螺母；5—回转螺栓；6—轴销；7—定位销；8—盖板；9—蝶形螺母；10—回转螺栓；11—轴销；12—定位销；13—偏心轴；14—底座

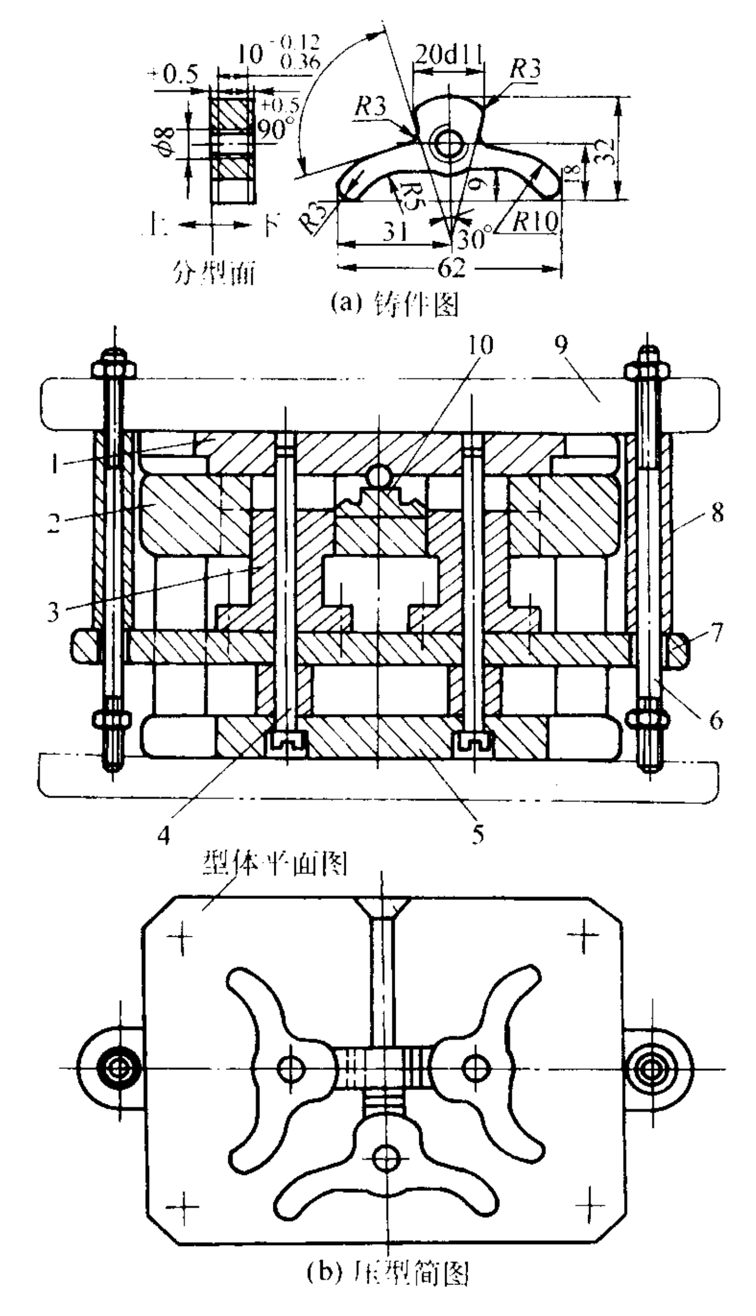


图 5.2-16 摇杆压型（自动压蜡机用压型）

1—上盖；2—型体；3—顶模块；4—定位杆；5—底座；6—拉杆；7—托板；8—限位套；9—动板；10—浇口垫

（2）分型面选择

分型面是指压型型体之间的界面。正确选择分型面是保证获得优质熔模和提高制模生产率的重要前提。分型面选择应有如下要求：

1）保证易熔模取模方便。

2）保证易熔模的精度要求。尺寸精度要求较高的非加工部位应尽量放在同一型体内；尽量把加工基准面和加工面放在同一型体内；尽量避免分型面截过重要表面等。

3）压型加工方便。型腔深度不宜过深；分型面尽量平直、尽量少用镶件、有利于顶出机构和抽芯机构设置等等。

4）有利于内浇道设置。

5）有利于型腔中气体的排除。

（3）型体设计

型体设计包括壁厚确定、型体定位和锁紧、型体的附属结构。表 5.2-31 为型体壁厚的参考尺寸。常见的型体定位方式有定位销定位、转轴定位、凸台定位、复合定位等见表 5.2-32。常用型体锁紧机构有活节螺栓、摩擦夹、螺钉夹、偏心手柄夹等见表 5.2-33。型体附属结构如注蜡口等见图 5.2-17。

（4）型芯设计

型芯设计要选择型芯类别、设计型芯定位与限位、抽芯机构等。表 5.2-34 为型芯种类。图 5.2-18 为金属型芯的限位形式。表 5.2-35 是几种抽芯机构，此外还有旋板抽芯、斜销抽芯、齿轮齿条抽芯、螺杆抽芯等。

表 5.2-31 型体壁厚

mm

	型体材料	δ	B
（图：B、δ）	钢	10～20	15～25
	铝合金	15～25	20～30

表 5.2-32 型体常见定位方式

定位方式	图 例	定位方式	图 例
定位销定位		转轴定位	φ32；3；φ16 H8/f7；φ20 H8/s7；20；φ12 H8/s7；开型方向 1—旋转轴；2—垫片；3—套筒；4—六角螺母；5—底型；6—顶足；7—右半型；8—左半型

续表 5.2-32

定位方式	图　例	定位方式	图　例
凸台定位		复合定位	

表 5.2-33　型体常见锁紧机构

名　称	图　例	名　称	图　例
活节螺栓		摩擦夹	
螺钉夹	1—下压型；2—螺栓；3—上压型；4—套钳；5—星形螺钉	偏心手柄夹	1—沉头螺钉；2—下压型；3—圆柱销；4—键板；5—上压型；6—垫块；7—偏心手柄

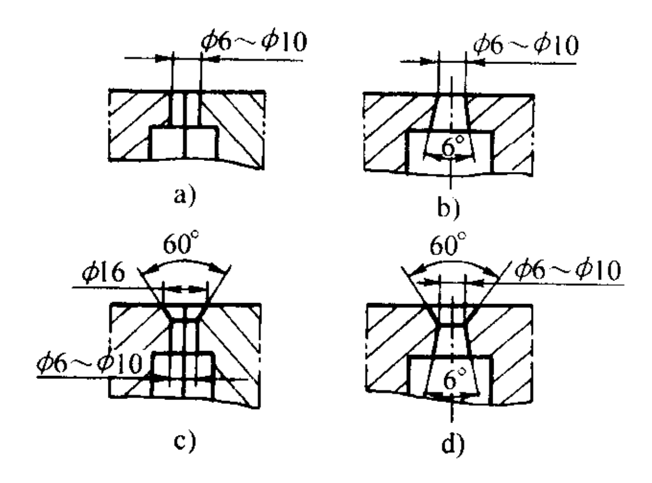


图 5.2-17　注蜡口

（5）起模机构

简单易熔模可用手取出，复杂的需用起模机构取出。常见的起模方法有顶杆起模、顶管起模、顶板起模、顶块起模和复合起模。其中顶杆起模最常见（见图 5.2-19）。

（6）压型排气

压易熔模时，须将型腔内的气体排出，另外不通孔型芯端部有负压也会使抽芯困难，所以需设计压型排气，常见的压型排气形式见表 5.2-36。此外还有透气针或储气孔排气等。

（7）压型冷却（见图 5.2-20）

（8）压型工作图设计

1）型腔工作尺寸计算见表 5.2-37。

表 5.2-34　型芯种类

型芯种类	应　　用	设 计 要 点
金属型芯	1）用金属型芯形成熔模的内孔 2）一般用于简单的通孔或不通孔	1）型芯设计与压型一样放收缩率 2）对于悬臂型芯芯头的长度可用下式计算 $L \geq b\dfrac{l}{a}$ 式中，L 为型芯定位长度；b 为型芯定位段最大配合间隙；l 为型芯长度；a 为熔模内孔允许偏差
水溶性型芯	1）用金属型芯难以形成的复杂内孔 2）内孔精度和表面粗糙度要求不高的铸件	1）型芯模具设计时，芯头定位应与压型相匹配，配合公差一般为 0.05～0.10 mm 2）用尿素作型芯材料时不放收缩率，用羰芯时可取以 0.3%～0.5%的收缩率
石英玻璃管型芯	一般用来形成气冷叶片中的细孔、最小直径为 ϕ0.5 mm	1）在压型上必须准确地设计出石英玻璃管的定位孔座，单排孔可直接在压型或活块上设计定位孔；多排孔则必须利用尿素先制成整块芯头，然后放入压型中 2）为防止玻璃管损坏，模料应沿管壁缓慢进入型腔，采用刚性芯头，定位块时，可在一面衬放海棉垫 3）石英玻璃管型芯安装配合总间隙可保持在 0.02～0.10 mm
陶瓷型芯	1）形状复杂的发动机叶片异形内孔 2）用涂料方法难以形成的其他细芯内孔	1）根据铸件内孔形状设计型芯图 2）设计型芯模具采用收缩率依据型芯材质而定，一般取 0.3%～0.8% 3）型芯头尽可能设计成规则形状便于定位

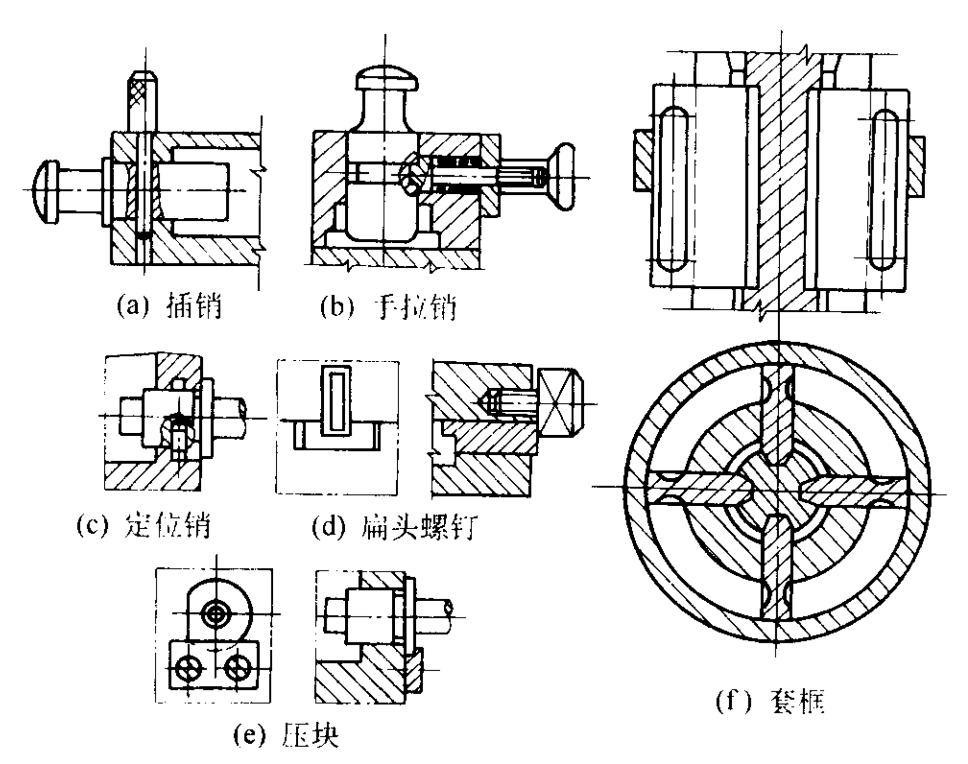


图 5.2-18　金属型芯的限位形式

2）压型的尺寸精度和表面粗糙度　压型型腔的尺寸精度和表面粗糙度视铸件的技术要求而定。一般压型型腔尺寸的制造公差为铸件公差的 1/4～1/8。型腔的表面粗糙度比铸件细 2～4 级。压型如镀铬其镀层厚度一般 0.005～0.01 mm，非加工面镀铬时表面粗糙度 $R_a = 3.2 \sim 6.3\ \mu m$。表 5.2-38 和表 5.2-39 为压型各部位的尺寸精度和表面粗糙度。

3）组合件的配合见表 5.2-40。

4）压型材料见表 5.2-41。

5）总装技术要求

① 分型面及贴合面的间隙不大于 0.05 mm。

② 各组合块及上下型体错位不大于 0.05 mm。

③ 顶杆不得高出型腔表面，可低于型腔表面 0.05 mm 以内；复位杆不得高出分型面，可低于分型面 0.05 mm 以内。

④ 型腔表面应平整、光洁，应无凹凸不平和毛刺、麻坑、伤痕等；型腔边缘除注明者外应保持锐边，非型腔表面锐边倒角 0.5 mm。

表 5.2-35　几种抽芯机构

抽芯方式	图　　例	抽芯方式	图　　例
手柄抽芯		杠杆抽芯	抽芯方向
漏模板抽芯	1　2 1—型芯；2—漏模板	偏心轴抽芯	1　2　3　4　5　6　d 1—手柄；2—左半型；3—右半型；4—金属型芯；5—偏心轴；6—底座

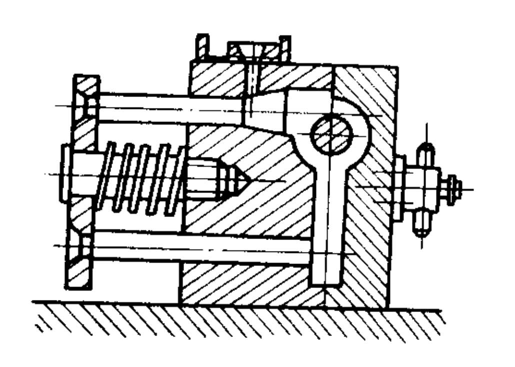
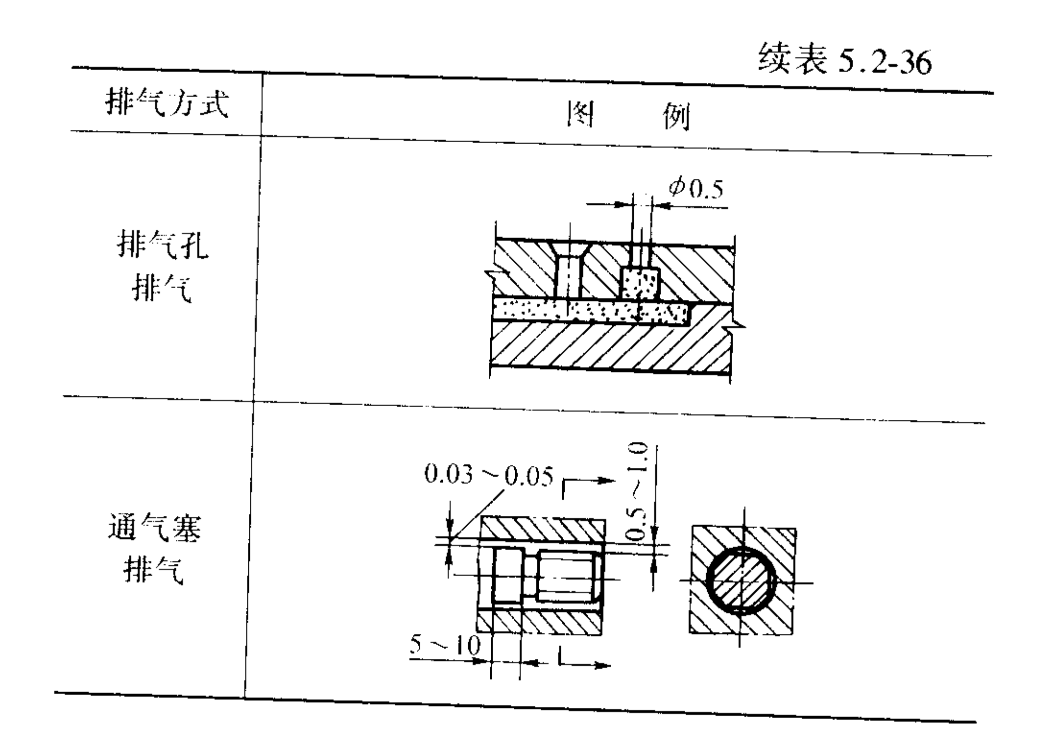


图 5.2-19 顶杆起模

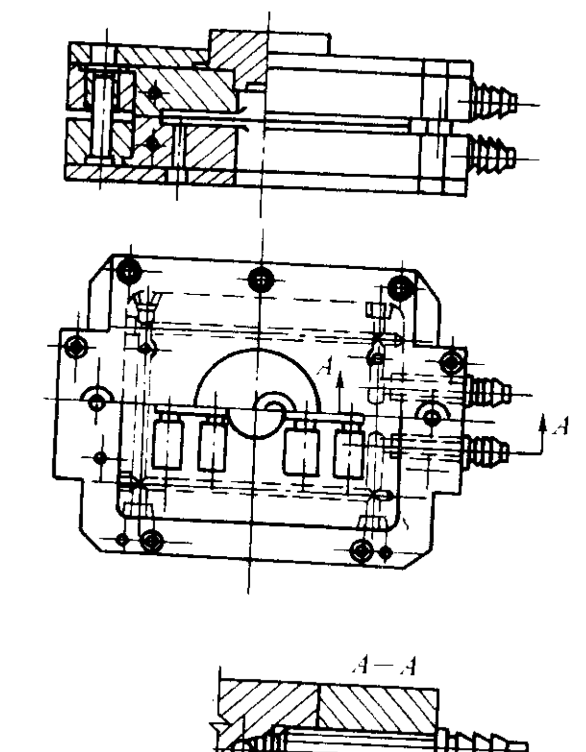
表 5.2-36 压型的几种排气形式

排气方式	图例
分型面间隙排气	a a—分型面、镶块处间隙约 0.05 mm
型芯间隙排气	≈0.03
排气槽排气	4~8 0.05
顶杆间隙排气	$d=\frac{H7}{f7}$

续表 5.2-36



排气方式	图例
排气孔排气	φ0.5
通气塞排气	0.03~0.05 0.5~1.0 5~10



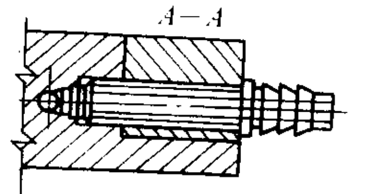


图 5.2-20 压型通水冷却的结构

表 5.2-37 型腔工作尺寸计算

铸件尺寸	型腔尺寸的计算式	图解
$l_{-\Delta}^{\ 0}$	$L^{+a'}=[(l-\Delta/2)(1+\delta)-a'/2]^{+a'}$	$l_a\delta$, a', $\frac{\Delta}{2}$, Δ, l, L, l_a
$l\pm\frac{\Delta}{2}$	$L^{+a'}=[l(1+\delta)-a'/2]^{+a'}$	$l\delta$, a', $\frac{\Delta}{2}$, $\frac{\Delta}{2}$, l, l_a, L
$l_{+\Delta''}^{+\Delta'}$	$L^{+a'}=[(l-\Delta'+\Delta/2)(1+\delta)-a'/2]^{+a'}$	$l_a\delta$, a', Δ, Δ'', Δ', l, l_a, L

续表 5.2-37

铸件尺寸	型腔尺寸的计算式	图解
$l^{+\Delta}_{0}$	$L^{-a'}=[(l+\Delta/2)(1+\delta)+a'/2]^{-a'}$	

注：表中，L 为型腔尺寸，mm；l 为铸件基本尺寸，mm；l_a 为铸件尺寸平均值，mm；Δ 为铸件公差，mm；Δ'、Δ''为铸件偏差值，mm；δ 为考虑合金的收缩率、模料的收缩率、型壳的膨胀率后的铸件综合收缩率，%；a'为压型制造公差。

表 5.2-38 压型各部位的尺寸精度

压型部位	型腔和型芯的成形部位	活块、镶块、顶杆等的配合部位	不影响铸件尺寸的自由尺寸
尺寸精度等级	IT6～IT10	IT6～IT9	IT12～IT14

⑤ 起模时应无阻卡现象，熔模飞边厚度不大于0.05 mm。

⑥ 压型外表面应打上产品型号、零件号、压型号和制造日期等标记。

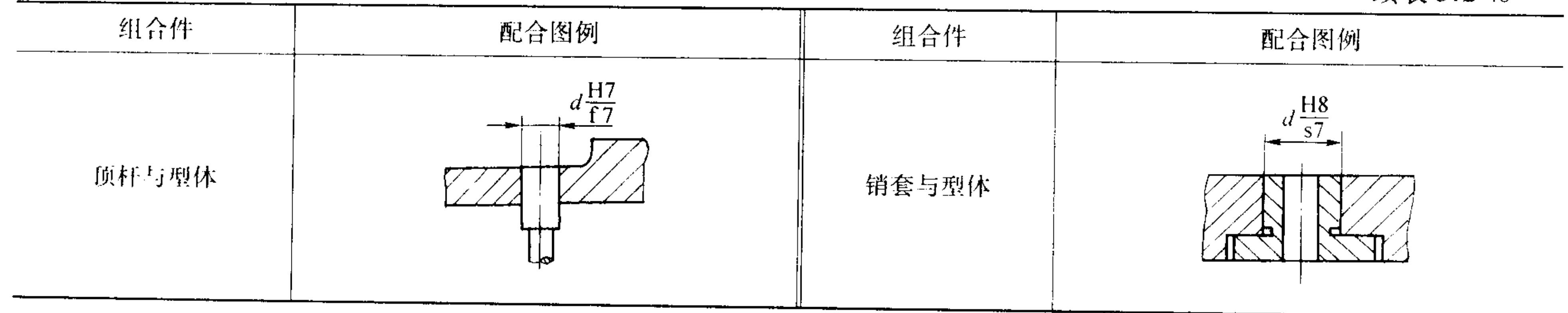
表 5.2-39 压型各部位的表面粗糙度

压型部位	表面粗糙度 R_a	压型部位	表面粗糙度 R_a
型腔表面	0.2～0.8	浇注系统表面	1.6～6.3
芯销、活决、镶块的配合面、定位面	0.8～1.6	非工作部分表面	6.3～12.5
分型面	0.8～1.6		

表 5.2-40 压型常用组合件的配合

组合件	配合图例	组合件	配合图例
顶模块与型体	周边 $\frac{H8}{f8}$	定位销与型体	$d\frac{H8}{f7}$；$d_1\frac{H8}{s7}$
型体与型芯活决	$d\frac{H8}{f7}$	复位杆与型体	$d\frac{H9}{f9}$
芯销与型芯、型体或活决	$d\frac{H8}{f7}$	稳定销与连接件	$d\frac{H7}{n6}$
销轴与型体	$d\frac{H7}{s6}$	型体与镶块	$d\frac{H7}{n6}$

续表 5.2-40



组合件	配合图例	组合件	配合图例
顶杆与型体	$d\frac{H7}{f7}$	销套与型体	$d\frac{H8}{s7}$

表 5.2-41 压型常用材料

零件名称	材料	热处理
型体、型芯、镶块、活块	锻铝 2A50、2A80、2A14	>90HBS
	铸铝 ZL102	—
	45 钢	调质，28～32HRC
定位销、销套、插销、顶杆、复位杆	45 钢	淬火，35～40HRC
	工具钢 T7、T8	淬火，40～45HRC
垫板、压板、顶杆固定板、手柄、支脚	45 钢、Q235-A 钢	正火
浇注系统模具	铸铝 ZL102	—

3.3 易熔合金压型

易熔合金压型是铸造压型中的一种，制造方法简单，制造周期短，成本低。适用于生产精度要求不高的熔模铸件，中小批量生产或试制时。表 5.2-42 为常用易熔合金成分和性能。其中 8 号（w（Bi）=58%，w（Sn）=42%）合金为共晶成分，熔点低，流动性好，不易产生偏析，有一定强度，所制压型尺寸稳定，应用广泛。

图 5.2-21 为易熔合金压型的制造流程。当压型要求高精度和表面粗糙度时，可对易熔合金压型进行加压处理。表 5.2-43 为制造易熔合金压型用分型剂。

表 5.2-42 常用易熔合金成分和性能

序号	化学成分（质量分数）/%					物理及力学性能						
	Pb	Sn	Bi	Sb	Cd	熔点/℃	浇注温度 /℃	线收缩率 /%	密度 /g·cm⁻³	抗拉强度 /MPa	伸长率 /%	硬度 HBS
1	25	12.5	50	—	12.5	68	—	—	9.4	41.2	—	9.2
2	26.7	13.3	50	—	10	70	—	—	9.4	42	200	9.2
3	37.7	11.3	42.5	—	8.5	70～90	—	—	9.47	38	220	9
4	25	25	50	—	—	94	—	—	—	—	—	—
5	20	40	40	—	—	100	—	—	—	—	—	—
6	28.5	14.5	48	9	—	102～127	—	—	9.5	91	1	19
7	44.5	—	55.5	—	—	124	—	—	10.5	44.1	60～70	10.2
8	—	42	58	—	—	138	180～240	—	8.74	54.9	200	22
9	30	35	35	—	—	140	—	—	9.1	—	—	—
10	70	15	15	—	—	140	—	—	10.1	—	—	—
11	31	51	—	—	18	142	—	0.35	—	—	—	9.6
12	—	60	40	—	—	138～170	—	—	8.26	56	200	22
13	—	70	30	—	—	170	—	—	—	—	—	—
14	87	—	—	13	—	247	300～330	1.2	10.5	49	10	30
15	80	6	—	14	—	250	—	0.5	—	—	—	15.4
16	56	33	—	11	—	315	—	—	9.1	54.9	—	—

3.4 石膏压型

石膏压型是利用石膏浆料经灌注、凝结后制成的压型。广泛用于制作熔模铸件试生产和单件、小批量生产的压型和艺术铸造的压型模具。

石膏是硫酸钙的通称，它有七种变体，见图 5.2-22。熔模铸造用石膏压型常为建筑石膏，主要成分为 β 石膏，也可采用 α 石膏。两种石膏性能见表 5.2-44。图 5.2-23 为石膏压型的制作过程。表 5.2-45～表 5.2-48 为制作石膏压型的有关工艺数据。

3.5 硅橡胶压型

硅橡胶是一种直链状的高分子聚有机硅氧烷，它具有优良的仿真性、脱模性和一定的抗张强度及低的收缩率，制压型工艺简单、使用寿命可达数千次，被广泛用于制作艺术品压型（模具）。表 5.2-49 为硅橡胶料浆的配比。图 5.2-24 是硅橡胶压型制造过程示意图。

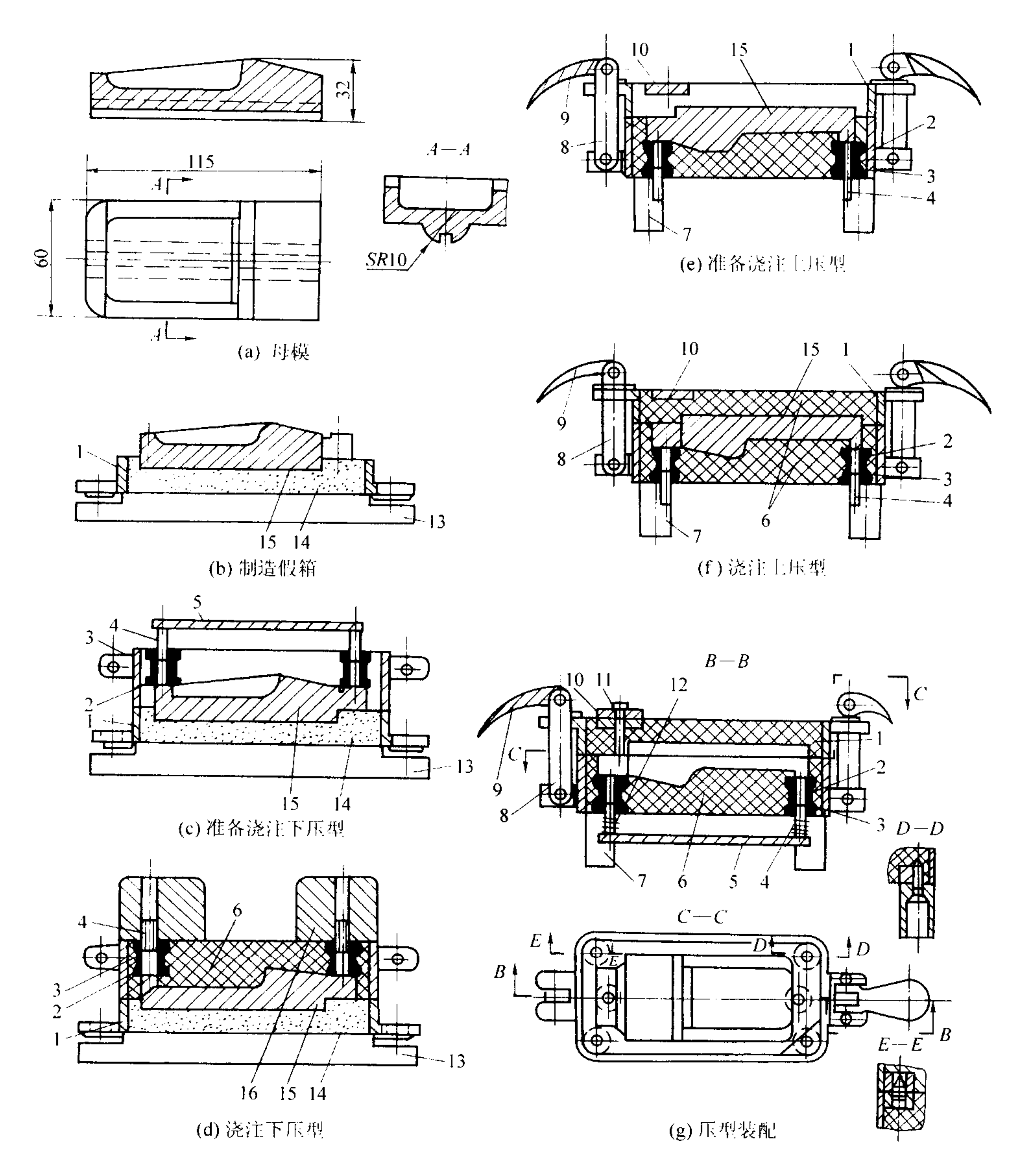


图 5.2-21 易熔合金压型制造流程示意图

1—上套箱；2—顶杆套筒；3—下套箱；4—顶杆；5—连接板；6—易熔合金；7—立柱；8—夹板；9—偏心手把；10—压蜡垫板；11—压蜡口；12—弹簧；13—造型底板；14—型砂；15—母模；16—压板

注：1. 母模材料可用钢、铝、铜。母模尺寸精度和表面粗糙度与压型型腔相当，参见表 5.2-38 和表 5.2-39。
2. 与易熔合金接触而后分开的零件需在接触部分涂分型剂。分型剂参见表 5.2-43。
3. 临浇注前母模应预热到易熔合金熔点以下 50～60℃。
4. 易熔合金熔化时，除 Pb 以外其余金属一次加入，用木炭覆盖升温至熔点以上 100～150℃加松香脱氧，然后加入 Pb 搅拌，待温度降至熔点以上 50～80℃时即可浇注。
5. 下型浇注温度比上型要低 20～30℃。

表 5.2-43 制造易熔合金压型用分型剂（质量分数）/%

氧化锌	石墨粉	黏 土	水
70	—	30	适量
—	90	10	适量

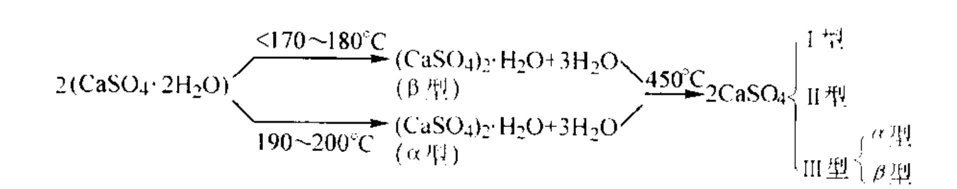
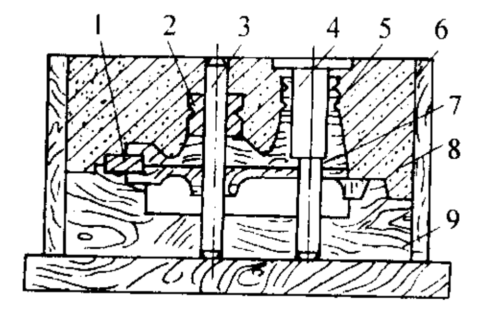


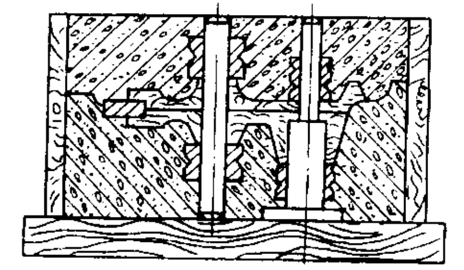
图 5.2-22 生石膏升温时的变体变化

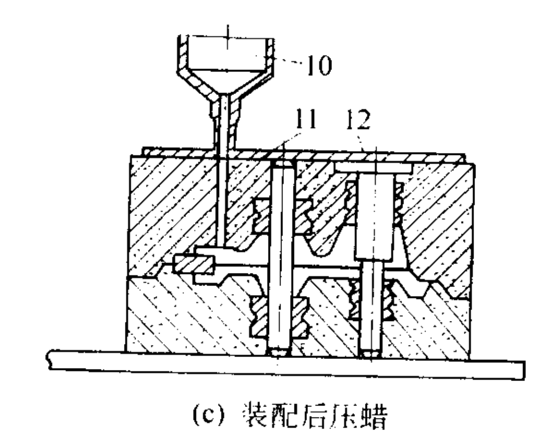
表 5.2-44 α、β石膏的性能

石膏	密度 /g·cm⁻³	加水量（质量分数）/%	凝结时间 /min	凝结体膨胀/%	抗压强度/MPa	
					1 h后	干燥后
α石膏	2.73～2.75	35	17～20	0.4～2.0	28	56
β石膏	2.62～2.64	60～90	7～12	0.5～2.0	2.8	5～6



(a) 灌主上半型


(b) 灌主下半型



(c) 装配后压蜡

图 5.2-23 石膏压型制作过程

1—金属插件；2、5—金属衬套；3、4—金属型芯；6—套框；7—母模；8—上半型；9—底座；10—压蜡头；11—模料通道；12—金属垫板

表 5.2-45 石膏浆料的配比

组 分	用量（质量分数）/%
β—熟石膏（100 筛号）	100
水	通常用量：45 ~ 55 简单压型：40 ~ 45 复杂压型：≤70
硼砂①	1 ~ 4
硫酸钾②	1

① 缓凝剂，在制造复杂压型时延缓石膏凝结时间。
② 促凝剂，在需要加速凝结时使用。

表 5.2-46 石膏压型常用分型剂

名称	配制（质量分数）/%
肥皂水	肥皂：5 ~ 10，60 ~ 80℃；热水：90 ~ 95℃
煤油 - 硬脂酸液	工业硬脂酸 20，熔化后倒入 80 煤油中混合
凡士林	加热熔化后，加入适量植物油调稀

表 5.2-47 石膏压型的干燥规范

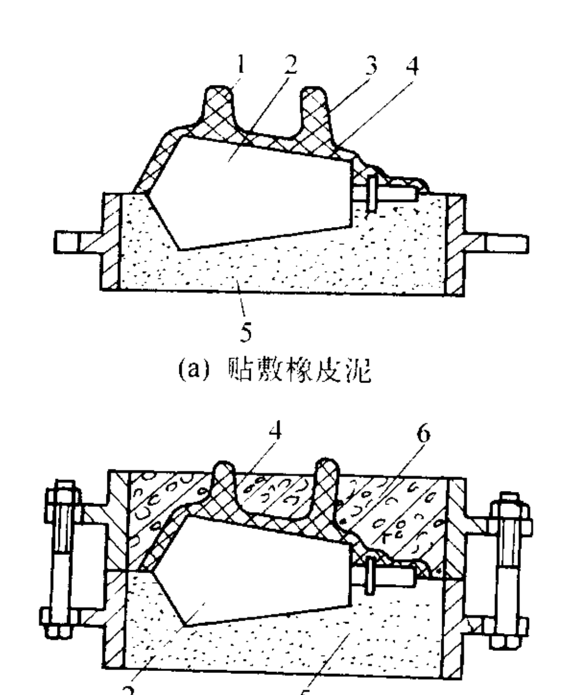
干燥温度/℃	100 ~ 120	80	40 ~ 50	室温
干燥时间	2 h	12 h	2 ~ 3 昼夜	6 ~ 7 昼夜

表 5.2-48 石膏压型的浸渍工艺

压型加热温度/℃	浸渍介质		浸渍时间/min
	名称	温度/℃	
50 ~ 60	石蜡	90 ~ 100	25 ~ 30
50 ~ 60	甘性油	50 ~ 80	30 ~ 40

表 5.2-49 硅橡胶料浆的配比

材料名称	配比	作用
106# 或 107# 硅橡胶	100 g	基体材料
正硅酸乙酯	5 mL	固化剂
二丁硅酸二丁基锡	1 ~ 1.5 mL	催化剂
白炭黑或滑石粉（质量分数，%）	20%	填料



(a) 贴敷橡皮泥

(b) 灌注石膏靠模

图 5.2-24 硅橡胶压型制造过程示意图

1—浇道；2—母模；3—冒口；4—橡皮泥；5—型砂；6—石膏

4 易熔模制造

4.1 模料

(1) 对模料的性能要求

1) 有较小的线收缩率。以提高铸件尺寸精度，减少脱蜡时胀裂型壳的可能性。模料线收缩率一般应小于 1.0%，较好的模料应为 0.3% ~ 0.5%。

2) 模料应具有足够的强度和刚度。模料的抗弯强度一般不低于 2.0 MPa，最好为 5.0 ~ 8.0 MPa，模料硬度常以针入度表示，多在 4 度 ~ 6 度（1 度 = 10^{-1} mm）。

3) 熔点和凝固范围合适。以兼顾模料耐热性和工艺操作方便。模料熔点一般在 50 ~ 80℃之间。凝固温度区间则以 5 ~ 10℃为宜。

4) 熔融状态时黏度小。以便于脱蜡和回收。通常在 90℃附近，模料黏度应为 3×10^{-2} ~ 3×10^{-1} Pa·s。

5) 良好的流动性。

6) 良好的涂挂性。

7) 灰分少。一般来说灰分的质量分数应低于 0.05%。

(2) 模料种类

模料种类很多，表 5.2-50 列出了模料类型和特点。国内使用较广泛的为蜡基模料和树脂基模料。表 5.2-51 和表 5.2-52 分别为国内常用蜡基和树脂基模料的成分和性能。

表 5.2-50 模料类型和特点

种类	特 点	应 用
蜡基模料	以各种矿物蜡、动植物蜡为主体的模料。相比起来，强度和热稳定性较低，收缩大	适用于要求一般的件
树脂基模料	以树脂及改性树脂为主的模料。其强度较高，热稳定性较好，收缩较小	适用于制作要求较高的件
填料模料	加入填料是为了减小收缩，防止蜡模变形和表面缩陷，提高表面质量和尺寸精度	适用于高精度件和大型件
水溶性模料	收缩小，熔模精度高。脱模用水或稀酸溶解，无需加热熔化	主要适用于形成复杂件熔模内腔的型芯，也有用于高精度件熔模

表 5.2-51 常用蜡基模料的成分和性能

成分（质量分数）/%					性能			
石蜡	硬脂酸	褐煤蜡	松香	聚乙烯或 EVA	滴点/℃	热稳定性/℃	线收缩率/%	抗弯强度/MPa
50	50	—	—	—	50~54	31~35	0.8~1.0	2.5~3.0
95	—	—	—	5	66	34	1.04	3.3
98.5	—	—	—	1.5	58	31	0.64	4.4
95	—	2	—	3	62	32	0.82	4.7
92	—	3	3	2	62	36	0.8	4.9

表 5.2-52 国内常用树脂基模料成分和性能

成分（质量分数）/%								性能			
松香	聚合松香	改性松香	石蜡	地蜡	褐煤蜡	虫白蜡	聚乙烯或 EVA	滴点/℃	热变形量 ΔH_{40-2}/mm	线收缩率/%	抗弯强度/MPa
75	—	—	—	5	—	15	5	94	1.75	0.95	10.0
60	—	—	—	5	—	30	5	90	1.07	0.88	6.0
—	30	25	30	5	—	5	5	80	1.07	0.55	6.4
—	17	40	30	—	10	—	3	81	0.55	0.76	5.4

(3) 商品化模料

按用途国外商品蜡分模样蜡（无填料蜡、填料蜡）、浇道蜡、水溶蜡、粘结蜡、修补蜡、浸封蜡和样件蜡（切削加工性能好）。

国产模料中以北京正大德技术开发中心的 DDW 和上海康沂模料厂的 WM 系列模料最具代表性。北京 PBD 公司代理的 MASTER 模料（美国 Kindt - collins Co. 生产）、深圳 FOSECO 公司代理的 CASTYLEN 模料（英国 Yates Co. 生产）和厦门金远佳公司代理的 K512（日本石蜡株式会社生产）已进入国内市场，表 5.2-53 为部分商品化模料的牌号与性能。

表 5.2-53 部分商品化模料的牌号与性能

类型	牌号	颜色	软化点/℃	针入度（25℃）/mm	灰分（质量分数）/%	特点及用途
模样蜡	KC2656L	蓝	80.5	0.58	≤0.005	通用精铸模样蜡，适合中、小件
	KC2699G	绿	81	0.52	≤0.005	
	KC401	石墨兰	68	—	≤0.010	专为优质航空零件和涡轮叶片配制的模料
	B545	绿	72	0.30	≤0.030	适合中小航空优质铸件模料
	B478	绿	70	0.40	≤0.030	适合中小铸件模料
	B405	红	67	0.50	≤0.030	型蜡和浇道理想用模料，可用于手工制模
	WM36 - 1	黄	95	—	<0.05	制作航空叶片和其他小的熔模
	WM36 - 4	橘红	70~80	—	<0.05	制作钛和其他任何合金的精铸熔模
水溶性蜡	KC1665	白	—	1.6	—	液态压注温度：63℃ 膏状压注温度：50℃
	Soluble CP2	绿	79	0.2~0.4	≤0.025	凝固快，不易裂，模样强度高，表面粗糙度值低
	WM36 - 10	草绿	135	—	<0.05	水溶性型芯模料
粘结蜡	MASTER 公司	黄	72	0.96	≤0.005	粘结模组
	CASTYLENE 公司	淡黄	67	1.6~2.2	≤0.025	粘结强度高，用于组合模组
	WM36 - 8	黄	55~65	—	<0.05	粘结模组

续表 5.2-53

类型	牌 号	颜色	软化点/℃	针入度（25℃）/mm	灰分（质量分数）/%	特点及用途
修补蜡	CASTYLENE公司	红	—	3.0~5.0	≤0.030	手的热量足以软化而容易嵌入蜡模的缺陷之中
	WM36-7	深红	45~60	—	<0.05	修补用模料

注：表中牌号KC系列模料均为MASTER公司的商品蜡，牌号B系列和Soluble CP2的模料为CASTYLENE公司商品蜡。牌号WM系列模料为国产商品蜡，表中WM系列模料的软化点实为其熔点。

(4) 模料的性能测定方法

表5.2-54为常见的模料性能测定方法。此外，还借助热分析法中的DTA曲线、DSC曲线来确定模料熔点、凝固点等。借助热机械分析法测定模料的体膨胀等等，从而实现对模料性能的综合评估。

表5.2-54 国内外模料的性能测定方法

试验项目	试验方法		适用范围
	国 外	国 内	
熔化温度	ASTM D87《石蜡熔点测定法》	SH/T 0122—1992《石蜡熔点测定法》	石蜡、硬脂酸之类晶质材料
	ASTM D566《润滑脂的滴点》	SH/T 0115—1992《润滑脂和固体烃滴点测定法》	适合蜡基模料或微晶蜡国内精铸业常用
	ASTM D127《石蜡的滴熔点》	GB/T 8026—1987《石蜡和石油脂滴熔点测定法》	国外精铸业常用
	ASTM D938《石蜡的凝点》	SH/T 0132—1992《石油蜡冻凝点测定法》	国外精铸业常用
	ASTM D36—1986《石油沥青软化点试验方法》	GB/T 4507—1999《沥青软化点测定法（环球法）》	树脂类非晶质材料 国内常用，国外用的不多
	ASTM E28《用环球仪测定软化点试验方法》	GB/T 14235.1—1993《熔模铸造模料 熔点测定方法（冷却曲线法）》	各种模料
耐热性	国外无相应的测定方法	GB/T 14235.9—1993《熔模铸造模料 热稳定测定方法》 HB 5350.2—1986《熔模铸造模料 热变形量测定方法》	各种模料
线收缩率	国外常用测定阶梯样不同厚度处收缩率方法，但未形成标准	GB/T 14235.4—1993《熔模铸造模料 线收缩率测定方法》	各种模料
体收缩率	国外常用热机械分析法测定膨胀率来代表，但未形成标准	国内无相应的试验方法	各种模料
表面缩陷	ICI—B—7《凹陷或缩陷的测定》	国内无相应的试验方法	各种模料
强度	国外常用测定抗弯强度及其他力学性能的方法，但未形成标准	GB/T 14235.2—1993《熔模铸造模料 抗弯强度测定方法》	各种模料
硬度	ICI—B—7 (4.0)《坚硬程度的测定方法》	GB/T 14235.5—1993《熔模铸造模料 表面硬度测定方法	各种模料
粘度	ICI—B—7《粘度的测定》	GB/T 14235.8—1993《熔模铸造模料 粘度测定方法》	各种模料及部分原材料
流动性	ICI—B—7《流动试验》	GB/T 14235.7—1993《熔模铸造模料 流动性测定方法》	各种模料
灰分	ICI—B—7《总灰分的测定》	GB/T 14235.3—1993《熔模铸造模料 灰分测定方法》	各种模料及部分原材料
尺寸稳定性	ICI—B—7《尺寸稳定性的测定》	国内无相应的实验方法	各种模料

续表 5.2-54

试验项目	试验方法		适用范围
	国外	国内	
密度	ICI—B—7《蜡和塑料的密度》	国内无相应的实验方法	各种模料及部分原材料
酸值	国外无相应的实验方法	GB/T 14235.6—1993《熔模铸造模料 酸值测定方法》	各种模料及部分原材料

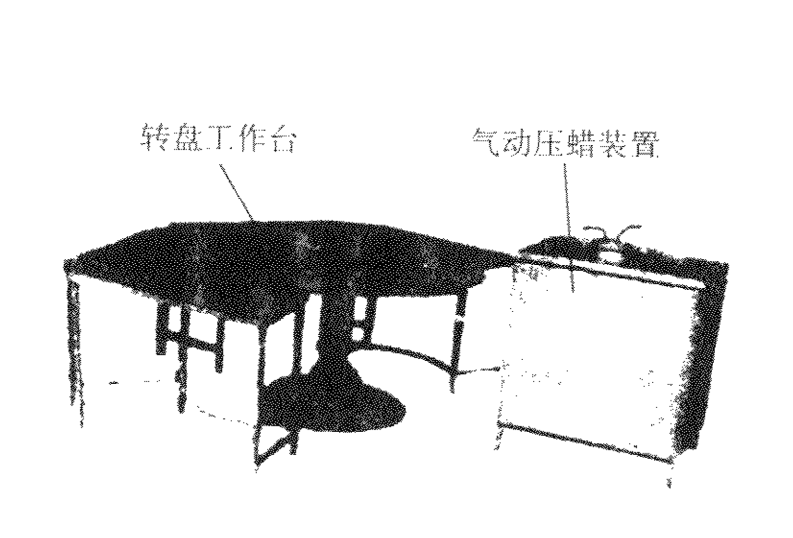
4.2 制模设备

熔模铸造制模设备是以压蜡机（射蜡机）为核心、并包括熔蜡炉、制备蜡膏和输送等辅助设备。

国内几种压蜡机类型见表 5.2-55。图 5.2-25 是气力压蜡装置。图 5.2-26 是气动活塞式压注机。图 5.2-27 是几种典型的液压压蜡机。表 5.2-56 为几种液压压蜡机的主要技术指标、特点。

表 5.2-55 几种压蜡机类型

类型	特点	应用
气力压蜡机	直接用压缩空气将模料从射蜡嘴挤出，通常压力 0.4～0.8 MPa。机器结构简单，价廉，使用灵活，生产效率高。但压力偏小，压注工艺参数靠人工控制	适用于蜡基模料
气动活塞式压蜡机	压缩空气推动汽缸中活塞运动将模料从注蜡筒中挤出。压射压力可达 4～5 MPa。机器结构简单，价廉，使用灵活，但压注工艺参数靠人工控制，效率低	可用于蜡基和树脂模料
液压压蜡机	高压油使活塞运动，将模料从射蜡嘴挤出。机器压射力大，从 4～15 MPa。整机体积小，结构紧凑。压注工艺参数大多自动控制，控制精度和灵敏度高	适用于树脂基模料



(a) 外形图

(b) 射蜡嘴工作原理图

图 5.2-25 气力压蜡机

1—弹簧；2—出蜡管；3—水套；4—回水管；5—进蜡管；6—进水管；7—手柄

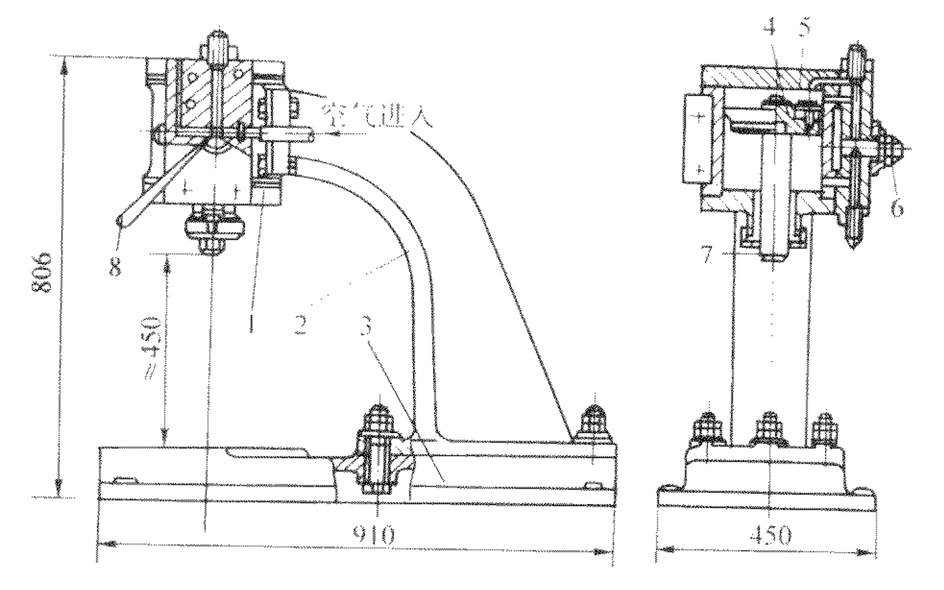


图 5.2-26 气动活塞式压注机

1—气缸；2—机身；3—工作台；4—活塞；5—衬垫；6—开关；7—活塞杆；8—气源开关

蜡基模料通常是先将蜡锭用蜡片机刨成蜡屑，再与蜡液混合并用搅拌机搅成蜡膏。树脂基模料当储蜡缸较小时在压注温度下 24 h 以上长期静置，当储蜡缸较大时则在压注温度下长时间慢速搅动，以获得温度均匀一致的蜡膏。表 5.2-57 为制模辅助设备主要技术指标、特点。

4.3 制模工艺

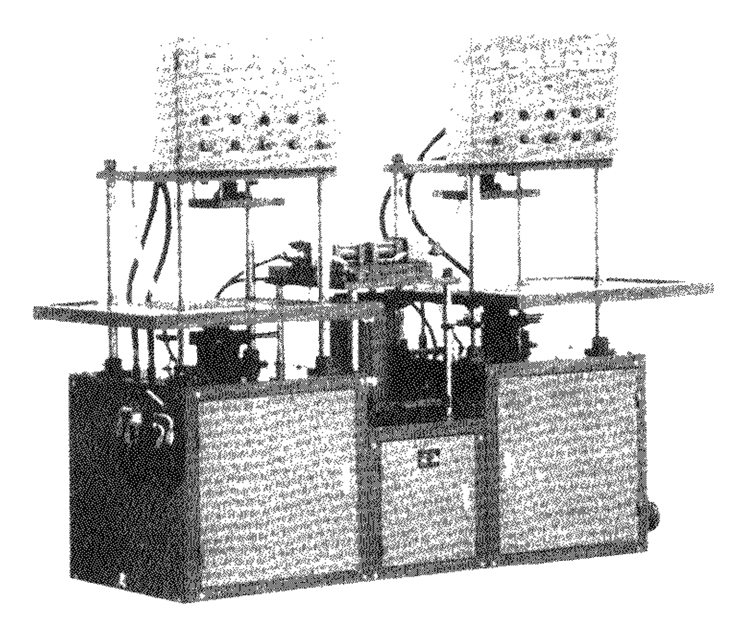
压注时模料的温度、压射压力、充型时间或充型速度、保压时间以及起模时间等对熔模表面质量和尺寸均有影响，应严格加以控制。表 5.2-58 是典型制模工艺。

4.4 水溶芯制作（见本章 5.5.5 节）

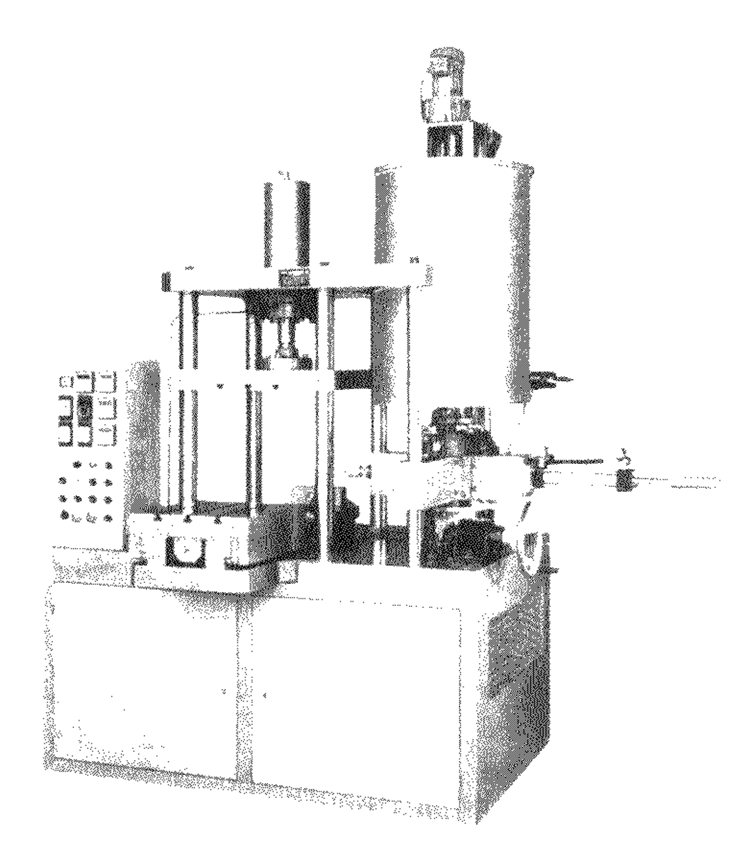
4.5 浇口棒的制作（表 5.2-59）

4.6 组合模组和清洗模组

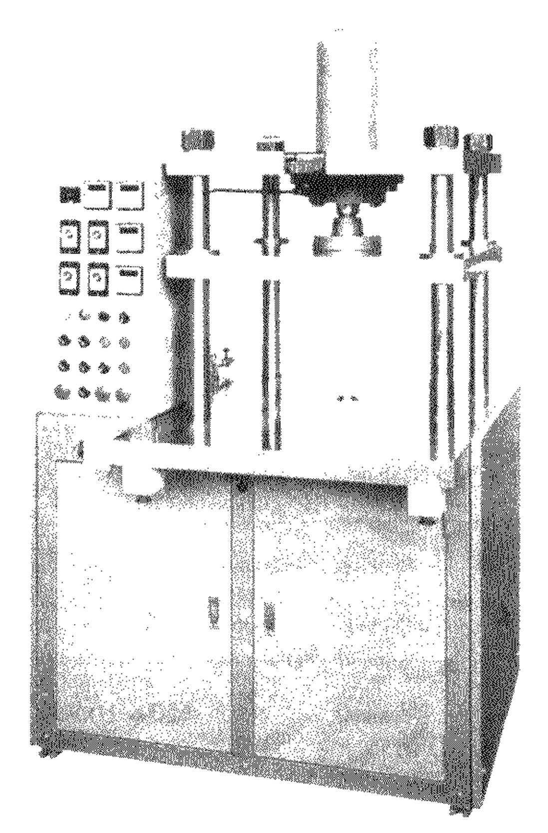
（1）组合模组



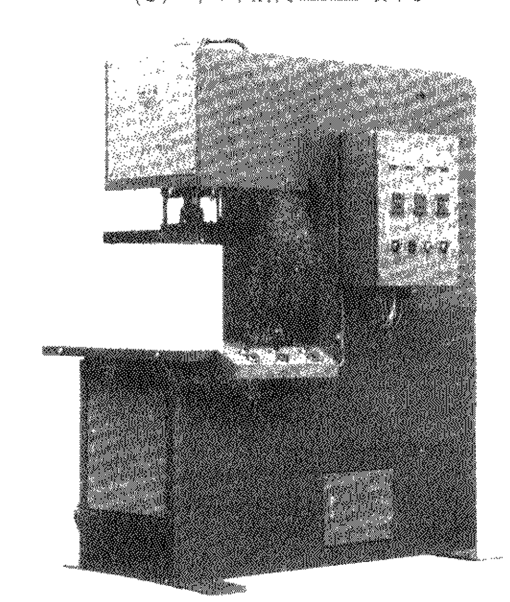
(a) 双工位液压压蜡机



(c) 单工位液压压蜡机



(b) 高压底注式压蜡机(中国台湾)



(d) MPI大型压蜡机(美国)

图 5.2-27 几种典型的液压压蜡机

表 5.2-56 几种液压压蜡机主要技术指标、特点

设备名称	主要技术指标					特点
	蜡缸容积/L	压射压力/MPa	工作台面尺寸(长/mm)×(宽/mm)	最大夹型高度/mm	最大合型力/kN	
双工位①压蜡机	7	6~7	410×410	260	50	靠工作台升降对准压型注蜡口
			514×410	320	80	
单工位①压蜡机	7	7	715×715	370	100	靠射蜡嘴升降对准压型注蜡口
	10	10	900×800	500	180	
MPI 大型压蜡机	76	7	1 168×1 016	559	500	压力和合型力更大，能自动压注，工艺参数控制精确
	114	7	1 422×1 270	813	1 000	
双工位气动①模头压蜡机	70	0.3~0.6	460×460	300	8	压力小，用于压制浇口棒(又称模头)

① 东营富力科铸业发展有限公司产品。

表 5.2-57 制模辅助设备主要技术指标、特点

设备名称	主要技术指标				特点
	蜡缸容积/L	功率/kW		控温范围/℃	
		加热	电动机		
蜡缸及保温箱	7×10 7×20 10×8	3.0 8.0 3.0		30~80 20~80 30~80	立式，双控温
油浴熔蜡缸	40、80、170	6~9		50~200	超温报警
化蜡缸①	40	7.5		10~100	超温报警
卧式蜡片机①			2.5		蜡锭截面积 135 mm×135 mm
电保温搅蜡机①	50	0.2	0.75	10~100	搅拌桨转速 910 r/min
柱塞式输蜡机	注蜡压力 0.1 MPa	—	—	输蜡量 70 L/min	可随时移动

① 用于蜡基模料。

表 5.2-58 典型制模工艺

模料	制模设备	压射蜡温/℃	压射压力/MPa	压型温度/℃	保压时间（按熔模大小和壁厚调整）/s	起模时间（按熔模大小和壁厚调整）/s	脱模剂
石蜡-硬脂酸	气动压蜡机	45~48	0.3~0.5	18~25	3~10 或更长	20~100 或更长	10号变压器油或松节油
树脂基模料	卧式液压压蜡机	54~62	2.5~15	冷却水温度 6~12	3~10 或更长	20~100 或更长	210-20 甲基硅油或雾化硅油
树脂基模料 KC265L	卧式液压压蜡机	55~60	2~3	20~25	3~10 或更长	20~100 或更长	210-20 甲基硅油或雾化硅油
树脂基模料（浇道蜡）	浇道气动压蜡机	70~75 或 80（自由浇注）	0.2~0.4	冷却水温度 6~12	20 或更长	50~100 或更长	210-20 甲基硅油或雾化硅油
水溶性蜡 KC1665A	卧式液压压蜡机	63（液态） 50（膏状）	1~1.5	20~25	3~10 或更长	20~100 或更长	210-20 甲基硅油或雾化硅油

表 5.2-59 浇口棒的制作

方法	工艺	优缺点
自由浇注法	将70℃蜡料浇入浇口棒模具中，当蜡液凝固时插入芯棒，可用水冷却以提高效率	所制浇口棒强度高，但表面不规则，浇口杯表面易产生缩陷，脱蜡时膨胀较大
沾蜡法	将冷的芯棒（常用铝棒）插入高于蜡料熔点5℃左右的蜡液中停留几秒，蘸多次使蜡层厚度达3~5 mm，也可多停留些时间，一次蘸成	所制浇口棒强度较高，操作简便，不需浇口棒模具，但环境温度低时蜡层易开裂、分层、剥落
压注法	同易熔模制造工艺，将蜡料压入专用浇口棒压型中成形	生产效率高，所制浇口棒表面光洁，可制形状复杂浇口棒，但需专门设备

根据工艺设计中浇注系统设计和计算，将经整修检验合格的熔模，与设计的浇注系统组合成整体模组。组合的方法有焊接法、粘结法、机械组装法等。

国内广泛使用的为焊接法。它是使用低压焊刀或热刀片将熔模内浇道口加热焊接到浇口棒上。该法虽然劳动强度较大，效率较低，但简单灵活，适应性强。

组合时一般要求：最上层熔模顶面距浇口杯上表面、即模组的最小压头≥60 mm；最下层熔模内浇道距浇口棒末端的最小余压头10 mm；熔模间最小间隙8 mm；熔模的内浇道与浇口棒间焊接要严密，不得有尖角与小缝；组装的熔模应分布均匀；熔模上不得有蜡滴、蜡渣等。

(2) 模组清洗

为保证涂料能很好涂挂在模组上，需清洗模组，主要是去除熔模表面的分型剂等，或用刻蚀液将模组表面轻度溶蚀，以提高涂料对熔模的润湿性，见表5.2-60。

表5.2-60　模组清洗方法

方法	刻蚀			清洗			备注	适用范围
	刻蚀液	刻蚀时间/s	温度/℃	清洗液	清洗时间/s	温度/℃		
第1种方法				0.5%（质量分数）洗净剂水溶液	反复涮洗数次	24±2	清洗剂也可用中性肥皂或其它洗涤用品代替	蜡基模料
第2种方法	刻蚀和清洗合一的ZF301[①]与自来水以1:1配成溶液，模组在其中搅动至少8 s					24±2	焊好的模组应静置45 min后方可进行	树脂基模料

① ZF301蜡模清洗剂是国产的乳化清洗剂，外观为乳白色液体，pH值为6~8。

4.7　模料回收和再生

不同模料采用不同的回收方法，见表5.2-61。树脂基模料回收处理工艺及设备见表5.2-62。

表5.2-61　模料回收方法

模料种类	回收目的	方法
蜡基模料	去除皂化物和粉尘、砂粒	1. 酸处理法 2. 电解法 3. 活性白土法
树脂基模料	去除水分和粉尘、砂粒	见表5.2-62

表5.2-62　树脂基模料回收处理工艺及设备

工序	设备	操作要点
静置脱水	静置桶	静置温度低于80℃，时间4~8 h，静置完毕把沉淀水放掉
搅拌蒸发脱水	除水桶	搅拌温度100~120℃，时间10~16 h；到蜡液表面无泡沫即可停止搅拌。蜡液经60号筛过滤后放到静置桶内去污
静置去污	静置桶	静置温度低于90℃，时间大于12 h，定期放掉底部污物

蜡基模料以石蜡-硬脂酸为代表，使用过程中硬脂酸皂化成硬脂酸盐。常用酸处理法来进行回收处理。其基本原理是在回收模料中加入硫酸、盐酸等强酸，令硬脂酸盐还原为硬脂酸，即

$$(C_{17}H_{35}COO)_2Me + H_2SO_4 = 2C_{17}H_{35}COOH + MeSO_4$$

式中，Me代表某种金属离子。具体方法是先在需处理的旧蜡液中加入体积分数为25%~35%的水，再通电或通蒸气加热，同时加体积分数为2%~3%的浓硫酸或3%~5%的工业盐酸，在沸腾状态下保持1~2 h，直至蜡液中白色皂化物颗粒消失为止。静置约2 h，待杂质下沉后取上部清液即成。

5　型壳制造

5.1　制壳用耐火材料

(1) 概述

熔模铸造型壳是由粘结剂、耐火材料及附加物组成的。其中耐火材料占总重的90%以上，对型壳性能影响很大。型壳耐火材料按用途可分为：配涂料的粉、增强型壳的撒砂、陶瓷型芯用耐火粉料。

制壳用耐火材料必须有足够的耐火度、良好的热化学稳定性、小而均匀的热膨胀系数、合适的粒度，并要有利于涂料性能的稳定，对人体健康无害、资源丰富和价格适宜。表5.2-63为常用制壳耐火材料的物理、化学性能。图5.2-28是常用耐火材料的线膨胀率。现生产中用作面层材料的有：锆砂、熔融石英、电熔刚玉、硅砂、铝矾土；作背层材料的有：高岭土熟料、铝矾土、硅砂、耐火粘土等。用作陶瓷型芯的有：熔融石英、电熔刚玉、锆石、氧化镁等。

(2) 硅砂及熔融石英

硅砂（粉）是SiO_2在自然界存在的一种形态。其资源丰富、价格低廉。但它是一种具有复杂同质多晶转化的物质，共有7个晶型变体和1个非晶变体（熔融石英或称石英玻璃）见图5.2-29。各种晶型的性质见表5.2-64。市售硅砂（粉）为β石英。熔模铸造用硅砂（粉）的化学成分及耐火度，砂粒度和粉粒度分别见表5.2-65~表5.2-67。

表 5.2-63 常用制壳耐火材料的物理、化学性能

耐火材料名称	化学性质	熔点/℃	耐火度/℃	莫氏硬度	密度 /g·cm⁻³	线胀系数 /10⁻⁶K⁻¹	热导率/W·(m²·K)⁻¹	
							400℃	1 200℃
硅砂（SiO_2）	酸性	1 713	1 680	7	2.65	12.3	-	-
熔融石英（SiO_2）	酸性	1 713	—	7	2.2	0.51～0.63	1.591	—
电熔刚玉（Al_2O_3）	两性	2 050	2 000	9	3.99～4.0	8.6	12.561	5.276
莫来石（$3Al_2O_3·2SiO_2$）	两性	1 810	—	6～7	3.16	5.4	1.214	1.549
硅线石（$Al_2O_3·SiO_2$）	弱酸性	1 540	—	6～7	3.25	5	—	—
高岭石熟料	—	—	1 700～1 790	～5	2.62～2.65	5	—	—
耐火粘土（$Al_2O_3·2SiO_2·2H_2O$）	酸性	—	1 670～1 710	1～2	2.6	—	—	—
铝矾土熟料	—	1 800	—	～5	3.1～3.5	～6	—	—
锆砂（$ZrSiO_4$）	弱酸性	<1 948	—	7～8	3.9～4.9	4.6	—	2.094
金红石（TiO_2）	—	1 800	—	6	4.3	≈7	—	—
尖晶石（$MgAl_2O_4$）	—	2 135	—	8	3.6	7.6	—	—
氧化镁（MgO）	碱性	2 800	—	6	3.6	13.5	5.443	2.931
铝酸钴（$CoAl_2O_4$）	—	—	—	7	4.3	9.2	—	—
氧化钙（CaO_2）（烧结）	碱性	2 600	—	—	3.32	13	—	7.118

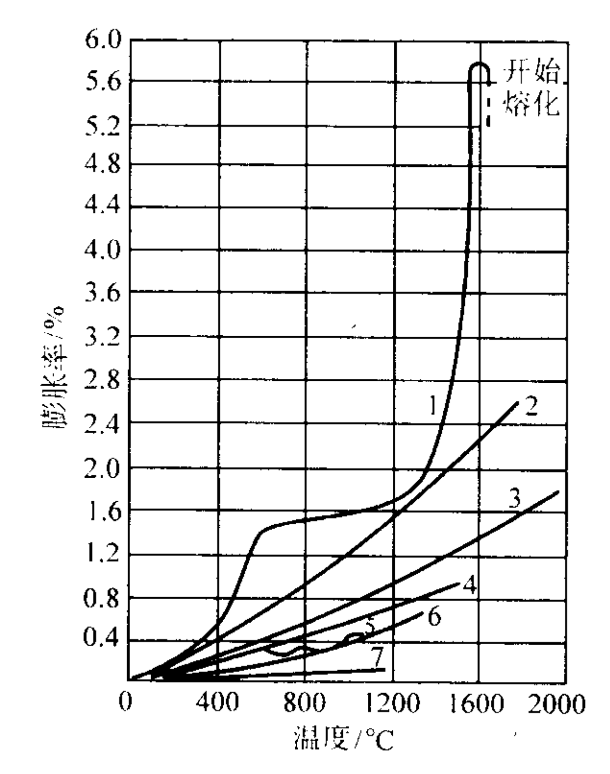


图 5.2-28 常用耐火材料的线膨胀率
1—硅砂；2—氧化镁；3—电熔刚玉；4—硅线石；5—耐火黏土；6—锆砂；7—熔融石英

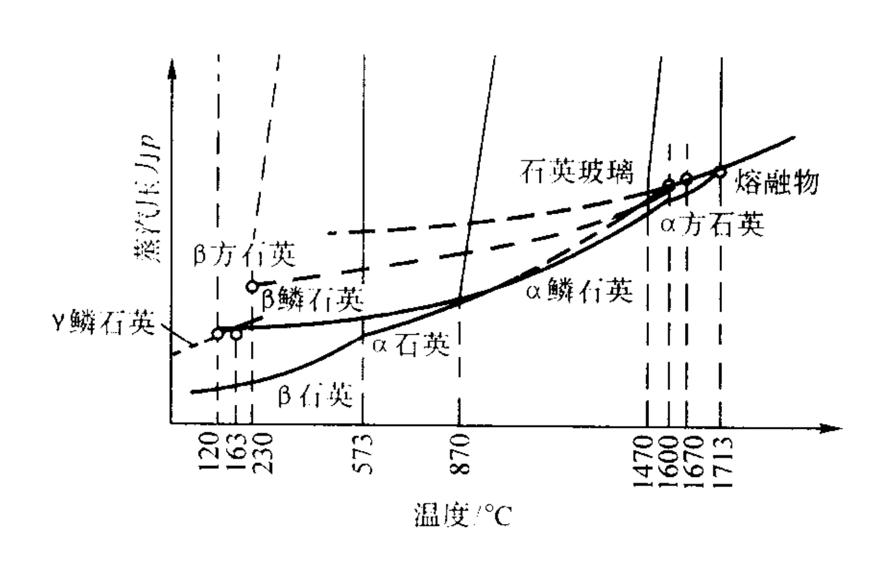


图 5.2-29 SiO_2 系统状态图

硅砂因热膨胀系数大而不均匀，热化学稳定性不好，不是一种好的熔模铸造用制壳耐火材料。在我国多用于精度要求不高的碳素钢、低合金钢、铜合金和铝合金件中。

熔融石英（石英玻璃）其线胀系数小，仅 0.5×10^{-6}/K，多用来制作陶瓷型芯。

(3) 电熔刚玉

表 5.2-64 SiO_2 各种晶型的性质

晶型	晶系	存在温度范围/℃	密度/g·cm⁻³	线胀系数/10⁻⁶K⁻¹
β石英	三方	<573	2.65	12.3
α石英	六方	573～870①	2.52	—
γ鳞石英	斜方	<117①	2.31	21.0
β鳞石英	六方	117～163	2.29	—
α鳞石英	六方	163～1 470	2.23	—
β方石英	斜方	180～270（温度界限随方石英生成温度而变化）	2.34	10.3
α方石英	立方	180～270℃以上至1 713℃②	2.22	—
石英玻璃	非晶形	1 713℃以上为熔融状态，低于1 713℃为过冷状态	2.20	0.5

① 在普通条件下的不稳定状态可保存一定时间。
② 在180～270℃以上至1 470℃在不稳定状态下，低于1 000～1 200℃可以保存一定时间。

表 5.2-65　熔模铸造用硅砂、粉的化学成分及耐火度

级别	SiO_2（质量分数）/% ≥	有害杂质含量（质量分数）/% ≤			耐火度/℃	外　观
		K_2O+Na_2O	$CaO+MgO$	Fe_2O_3		
98	98	1.0		0.1	≥1 700	洁白
97	97	1.5		0.2	≥1 650	个别砂粒有锈斑
96	96	2.0		0.3	≥1 650	个别砂粒有锈斑

注：w（H_2O）≤0.3%。

表 5.2-66　熔模铸造用硅砂粒度组成

筛　号	主要粒度组成部分/mm		
	前筛	主筛	后筛
85	1.700	0.850	0.600
60	0.850	0.600	0.425
30	0.425	0.300	0.212
21	0.300	0.212	0.150

注：1. 主要粒度组成部分系指相邻三筛残留量之和为最大值。
2. w（粉）≤0.3%。

表 5.2-67　熔模铸造用硅砂粉粒度

筛号	特性参考		
	重量平均粒径/μm	100 g 粉总面积/m^2	重量均分差
28	25～30	15～25	>17
33	30～35		

有白色和棕色两种。白刚玉是工业氧化铝经电弧炉熔融冷却破碎而得。棕刚玉是用铝矾土经高温煅烧和电弧炉熔融冷却破碎而得。目前熔模铸造用的白刚玉 αAl_2O_3 属前者，其化学成分和粒度分布见表 5.2-68、表 5.2-69。

表 5.2-68　熔模铸造用白刚玉粉化学成分

成　分	Al_2O_3	Na_2O	Fe_2O_3	SiO_2	灼烧
含量(质量分数)/%	≥98.5	≤0.6	≤0.1	≤0.2	≤0.3

注：w（H_2O）≤0.3%。

表 5.2-69　熔模铸造用白刚玉粉粒度

粒度/μm	<5	5～20	>20～40	>40～80	>80
含量(质量分数)/%	<8	≥26	≥47	<18	<1

电熔刚玉属两性氧化物熔点高，热膨胀较小，高温下常呈弱酸性或中性，抗酸碱性强，高温热化学稳定性好，是熔模铸造的良好耐火材料。但价格贵，仅应用于超级耐热高温合金、耐热不锈钢等要求高的熔模铸件中。

(4) 锆砂（粉）

锆砂（粉）也称硅酸锆 $ZrSiO_4$，天然锆砂常含有杂质，有放射性 w（HfO_2）0.5%～3.0%等。锆砂（粉）热膨胀较小而均匀，热稳定性好，蓄热能力大，耐火度高。纯锆砂（粉）在 1 775℃能分解出 SiO_2，当有杂质存在或真空下，分解温度下降，分解析出的 SiO_2 有较大活性，会恶化铸件表面质量。熔模铸造用的锆砂（粉）是经精选处理的，比放射强度小于 5×10^{-7} Ci/kg，其化学成分及粉粒度见表 5.2-70、表 5.2-71。一般多使用一级锆砂（粉）。

表 5.2-70　熔模铸造用锆石粉化学成分（质量分数）%

化学成分 / 级别	ZrO_2	杂质含量		
		TiO_2	Fe_2O_3	P_2O_5
1 级	≥65	≤1.0	≤0.30	≤0.30
2 级	≥63	≤2.0	≤0.70	≤0.50
3 级	≥60	≤3.0	≤1.00	≤0.80

注：w（H_2O）≤0.3%。

表 5.2-71　熔模铸造用锆石粉粒度

名称	筛号	上筛	主筛	下筛
牌号	260	200	260	320
	320	260	320	底盘
筛上余留量（质量分数）/%		≤5.0	>70	

注：新标准中筛号相当于过去的目，如 260 号筛相当于 260 目，下同。

(5) 铝—硅系耐火材料

1）高岭石熟料　高岭石 $Al_2O_3\cdot2SiO_2\cdot2H_2O$，纯高岭土为白色，密度 2.6 g/$cm^3$，熔融温度 1 750～1 787℃。经 1 300℃以上温度煅烧得到的高岭石熟料，其组相成为莫来石、玻璃相或方石英。高岭石熟料是国内外使用广泛的制壳背层材料。表 5.2-72 是几种常用的高岭石熟料。

表 5.2-72　几种常用的高岭石熟料

名　称	化学成分（质量分数）/%								相组成
	Al_2O_3	SiO_2	CaO	MgO	Na_2O	K_2O	TiO_2	Fe_2O_3	
莫洛卡特（Molochite 英国）	42～43	54～55	0.1	0.1	0.1	1.5～2.0	0.08	0.75	莫来石、玻璃相
仿 M 合成料	43.0	51.0	0.69	0.3	0.28	0.78	—	0.60	莫来石、玻璃相
陕西上店土	40～46	49～55	≤0.70		≤0.3		≤1.5	≤1.2	莫来石、玻璃相、石英
唐山开滦矿务局国各庄矿业公司煅烧高岭土	45	51±1	≤0.15	≤0.20	≤0.10	≤0.20	≤1.6	≤1.2	莫来石、玻璃相、石英
安徽淮北朔里矿高岭土开发公司莫来石	45	52	0.41	0.12	0.14	0.12	0.78	0.61	莫来石、玻璃相、石英
辽宁煤矸石	45	51.9	0.56	0.10	0.20	0.35	0.74	1.25	莫来石、玻璃相、石英
山东章丘义达精铸材料公司高岭土砂	42～46	51～53	0.60～0.80		0.20～0.30		0.10	1.3	莫来石、玻璃相、石英

2）铝矾土 $w(Al_2O_3) \geq 48\%$ 的铝硅系耐火材料称为铝矾土，它主要由含水氧化铝和高岭石组成。

熔模铸造用铝矾土有两种。一种是用天然铝矾土矿，经过1 400℃的温度煅烧，生成刚玉和莫来石质的熟料。另一种是将铝矾土、粘土按莫来石的成分配制，经1 500℃煅烧成莫来石质熟料，又称铝矾土合成料。GB/T 12215—1990 对两种铝矾土砂（粉）化学成分及分级代号、主晶相及耐火度、粒度均作了规定，见表5.2-73～表5.2-76。

表5.2-73 熔模铸造用铝矾土砂（粉）化学成分及分级代号

分类	筛号	化学成分（质量分数）/%						灼减量（质量分数）/%
		Al_2O_3 ≥	SiO_2	有害杂质含量				
				Fe_2O_3	TiO_2	CaO + MgO	$K_2O + Na_2O$	
铝矾土熟料	85	85		1.0	4.0	0.8	0.5	0.5
	80	80		1.5	5.0	0.8	0.7	0.5
	70	70		2.0	5.0	1.0	0.7	0.5
铝矾土合成料		66～70	24～28	1.5	4.0	0.5	0.5	0.5

注：$w(H_2O) \leq 0.3\%$。

表5.2-74 熔模铸造用铝矾土砂（粉）主晶相及耐火度

类别＼项目	主晶相（质量分数）/%	耐火度/℃	密度/g·cm^{-3}
铝矾土熟料	αAl_2O_3 + 莫来石≥90	≥1 770	3.06
铝矾土合成料	莫来石≥80	≥1 790	1.8～2.2

表5.2-75 熔模铸造用铝矾土砂粒度组成

筛号	主要粒度组成部分/mm		
	前筛	主筛	后筛
85	1.700	0.850	0.600
60	0.850	0.600	0.425
30	0.425	0.300	0.212
21	0.300	0.212	0.150

注：w（粉）≤0.3%。

表5.2-76 熔模铸造用铝矾土粉粒度组成

筛号	特性参数		
	重量平均粒径/μm	100 g粉总表面积/m^2	重量均方差
28	25～30	12～25	>18
33	30～35		

5.2 硅溶胶及其型壳

熔模铸造采用的铸型常称型壳，为获得表面光洁、棱角清晰，尺寸精确的优质铸件就需采用优质型壳。熔模铸造型壳应满足强度、透气性、热膨胀性、热震稳定性、热化学稳定性、导热性、脱壳性等性能要求。其中强度是型壳最重要、最基本的性能，在熔模铸造的不同工艺阶段有三种不同的强度指标，即常温强度、高温强度和残留强度。而型壳的质量又与制壳工艺和材料密切相关。

硅溶胶是熔模铸造常用的一种优质粘结剂。它使用方便，易配成高粉液比的优质涂料，涂料稳定性好。制壳工艺简单，无空气污染，所制型壳高温性能好。在环保要求越来越严格的今天，这类粘结剂型壳应用有上升趋势。

5.2.1 硅溶胶

（1）硅溶胶的制备（见表5.2-77）

表5.2-77 硅溶胶的制备方法

名称	方法摘要
离子交换法	将稀释的水玻璃经离子交换，去除其中的 Na^+ 离子和其他杂质，然后经过滤，并加热浓缩至一定密度的硅溶胶
溶解法	采用工业纯硅［$w(Si) \geq 97\%$］为原材料，在催化剂作用下，经加热直接溶解在软水介质中，再经过滤得到硅溶胶

（2）熔模铸造用硅溶胶

1960年硅溶胶被引入熔模铸造生产中，最初是以 Na^+ 作稳定剂、胶粒直径12～14 nm，$w(SiO_2)$ 为30%的硅溶胶。1970年出现7～8 nm的小粒径面层用硅溶胶，1980年后又出现增强硅溶胶。20世纪90年代中期国外研制出快干硅溶胶，以代替硅酸乙酯粘结剂，如Ludox® SK系列快干硅溶胶，它克服了硅溶胶型壳制壳周期长的问题，型壳综合性能更加优越。我国大规模使用硅溶胶粘结剂是20世纪90年代的事，到目前为止品种仍较少。熔模铸造用硅溶胶只有航空工业部标准，见表5.2-78。

表5.2-78 熔模铸造用硅溶胶技术要求（摘自HB 534—1986）

牌号	化学成分（质量分数）/%		物理性能				其他	
	SiO_2	Na_2O	密度/g·cm^{-3}	pH值	运动黏度/mm^2·s^{-1}	SiO_2 胶粒直径/nm	外观	稳定期
GRJ-26	24～28	≤0.3	1.15～1.19	9～9.5	≤6	7～15	乳白色或淡青色，无外来杂物	≥1年
GRJ-30	29～31	≤0.5	1.20～1.22	9～10	≤8	9～20	乳白色或淡青色，无外来杂物	≥1年

（3）硅溶胶的结构及物化参数

硅溶胶是典型的二氧化硅胶体，图 5.2-30 是其电子显微镜照片，图 5.2-31 为二氧化硅胶粒表面的扩散双电层及电位。硅溶胶的物化参数与硅溶胶性能和涂料、型壳性能的关系见表 5.2-79。

（4）商品硅溶胶（见表 5.2-80）

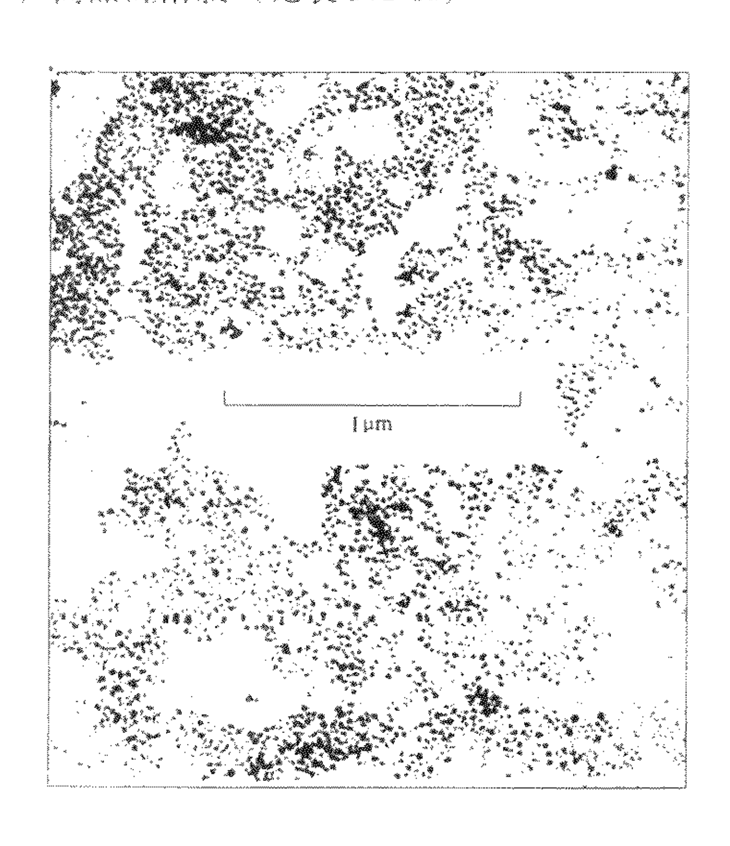


图 5.2-30　硅溶胶电子显微镜照片

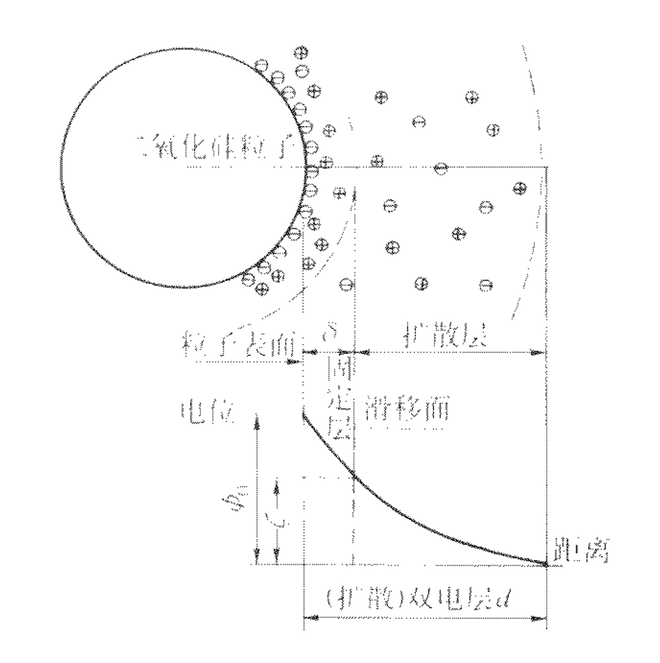


图 5.2-31　二氧化硅胶粒表面的扩散双电层及电位

5.2.2　硅溶胶涂料

1）硅溶胶涂料组成见表 5.2-81。

2）涂料配方见表 5.2-82、见表 5.2-83。

3）涂料配制　涂料配制设备沾浆机见图 5.2-32，配制操作见表 5.2-84。

4）涂料控制　硅溶胶涂料的流型基本上属于胀塑性流体，其屈服值很小。国内外均使用测定流杯黏度来控制涂料组成及流动性。我国标准流杯见图 5.2-33。美国则使用 Zahn 4# 或 5# 杯，见图 5.2-34。各种流杯因容量和流出孔直径不同，用它们测得的涂料粘度数据不同，见表 5.2-85。

表 5.2-79　硅溶胶物化参数与其性能及涂料、型壳性能的关系

硅溶胶物化参数	硅溶胶性能	涂料、型壳性能
SiO_2 含量	硅溶胶中胶体含量的多少，即粘结力的强弱	直接影响硅溶胶型壳强度，一般硅溶胶 SiO_2 含量增加，硅溶胶密度越高，则型壳强度越高
密度	硅溶胶密度也反映其 SiO_2 含量，密度越大则 SiO_2 含量越高，一般关系如下： 密度/g·cm^{-3}　$w(SiO_2)$（%） 1.16　25 1.21　30 1.27　35 1.31　40	型壳高温强度/MPa：5.0、6.0、7.0 $w(SiO_2)$/%：18、22、26、30
Na_2O 含量	Na_2O 含量影响硅溶胶的 pH 值，它们两者都影响硅溶胶的稳定性，硅溶胶的稳定性与 pH 值关系见下图：	
pH 值	胶凝时间 介稳状态　粒子聚集　粒子长大　稳定溶胶　SiO_2溶解　$HSiO_3^-$　SiO_3^{2-} pH 值：0　2　4　6　8　10　12　14	也影响硅溶胶涂料的稳定性

续表 5.2-79

硅溶胶物化参数	硅溶胶性能	涂料、型壳性能
运动黏度	反映硅溶胶的黏稠程度	黏度高低将影响所配涂料的粉液比，黏度低的硅溶胶可配成高粉液比涂料，所制的型壳表面粗糙度的值低、强度则较好 型壳强度/MPa；涂料粉液比；硅溶胶1；硅溶胶2
胶体粒子直径	胶体粒子直径大小影响硅溶胶的稳定性。粒子越大，稳定性越好，粒子越小，胶凝越快	胶体粒子直径越大，所制型壳黏结薄膜中胶体接触点越少，凝胶不致密，型壳强度低，见下图

表 5.2-80 国内外部分硅溶胶性能

牌号		$w(SiO_2)$ /%	$w(Na_2O)$ /%	稳定离子	pH值	密度 /g·cm^{-3}	运动黏度 /mm^2·s^{-1}	胶粒平均直径 /nm	稳定性 (10~40℃)	备注
上虞宇达化工公司	GS-30	30±1	≤0.35	钠	8.5~10.0	1.19~1.21	<10	10~20	2年	
	FS-Ⅰ	30±1			8.5~10.0	1.19~1.21	<10	10~20	2年	快干
	PFS-Ⅱ	25~26	≤0.25		8.5~9.5	1.16~1.17	<10	10~20	—	快干
	PFS-Ⅲ	25~27	≤0.2		8.5~9.5	1.16~1.18	<10	10~20	—	快干
武汉佳联精细化工有限公司	S-30	30±1	<0.3	钠	9.0~10.5	1.19~1.21	<8	8~20	1年以上	
	S-40	40±1	<0.4	钠	9.0~10.5	1.25~1.28	<8	—	1年	
	SH-30	30±1	—	—	2.0~3.5	1.19~1.21	<8	8~20	6个月	
东莞惠和金属硅制品厂	S-830	30±1	≤0.5	钠	9.5~10.5	1.19~1.21	≤8	7~8	1年	面层
	S-1430	30±1	≤0.5	钠	9.5~10.5	1.19~1.21	≤8	12~16	1年	背层
Ludox（美国，GRACE公司）	HS-30	30	0.32	钠	9.8	1.21	3.31	12	240①	
	SM	30	0.56	钠	10	1.22	4.10	7	360①	面层
	LS	30	0.10	钠	8.5	1.21	12.4	12	220①	背层
	SK		—	—	4.1	1.16	7.50	12	—	快干
	SK-F②	26.3	—	—	4.2	1.167	8.54	—	—	面层快干
	SK-R②	26.4	—	—	3.7	1.160	19.88	—	—	背层快干
Syton (Monsato)	X30	30	0.34	钠	10.2	1.20	5.5	13~15	250①	背层
	D30	30	0.44	钠	10.2	1.20	7.0	7	320①	面层
Remasol（美国，REMET公司）	SP-30	30	0.56	—	10.0	1.22	5.7	7	342①	面层
	LP-30	30	0.43	—	10.1	1.21	4.1	12	221	背层
	SP-330	24	—	—	—	—	—	—	—	快干
	LP-330	26	—	—	—	—	—	—	—	快干

① 比表面积，m^2·g。
② 此牌号中性能数据是实测得到的。

表 5.2-81 硅溶胶涂料组成及作用

组 成	作 用	说 明
耐火材料	涂料中的骨干材料	面层和背层所用耐火材料不同 面层与金属液接触，应不与金属液发生反应，耐火材料应纯，如熔融石英、电熔刚玉、锆砂粉 背层涂料多用高岭石熟料做耐火材料，如莫洛卡特、马来粉、莫来石粉、煤矸石粉等
硅溶胶	涂料中的黏结剂	1）硅溶胶中 SiO_2 质量分数越高，型壳强度越大。一般直接使用 $w(SiO_2)=30\%$ 的硅溶胶，不稀释。加水量 B 按下式计算 $B=A(a/b-1)$ 式中，B 为水的加入量，g；A 为硅溶胶加入量 g；a 为硅溶胶中 SiO_2 质量分数，%；b 为稀释后硅溶胶中 SiO_2 质量分数，% 一般稀释后硅溶胶中 SiO_2 质量分数应为28%，最低不应低于25%。 2）国外面层和背层采用不同的硅溶胶，面层使用小粒径（7～8 nm）硅溶胶以提高面层型壳的强度。背层采用粒径为12～14 nm的硅溶胶
润湿剂	改善涂料与蜡模间的涂挂性	1）硅溶胶涂料是水基涂料，与蜡模润湿性差，涂挂性不好。面层涂料必须加润湿剂以改善涂挂性 2）润湿剂为表面活性剂。如SDS（十二烷基磺酸钠）、CTAB（十六烷三甲基溴化铵）、正辛醇磷酸酯胺盐、渗透剂T（琥珀酸酯磺酸钠）、渗透剂EA（聚氧乙烯烷基醇，又称JFC）、聚异丙二醇醚、十二醇环氧乙烷丙烷缩合物 3）加入润湿剂后会影响涂料的黏度和型壳强度，不同润湿剂其影响不同。经实验，综合分析，加阴离子表面活性剂为好
消泡剂	润湿剂常具有发泡性，使涂料含气泡。消泡剂是抑制其发泡作用的	1）面层涂料加入润湿剂必须同时加入消泡剂 2）消泡剂也是一种表面活性剂，如正辛醇、消泡剂GP（乙二醇丁醚磷酸酯）、ZF-100型有机硅消泡剂等①
晶粒细化剂	细化铸件晶粒	1）在面层涂料中加一定量的晶粒细化剂 2）许多Fe、Co、Ni的铝酸盐以及它们的氧化物都能用做细化剂，使用最多的为铝酸钴
附加物	可根据需要加入不同的附加物，或不加附加物： 1）悬浮剂：改善涂料悬浮性 2）缓凝剂：减缓涂料中硅溶胶胶凝，提高涂料寿命 3）干燥指示剂：反映硅溶胶型壳干燥情况	

① 智发科技开发有限公司生产的ZF-100型有机硅消泡剂是以二甲基硅油为主体，进行改性精制而成，既保留了聚二甲基硅油消泡剂的优点又改善了分散性，从而有很好的消泡能力。其外观为乳白色或淡黄油色状液态，有效物质量分数为100%、外加质量分数为1%的水分散剂，pH值为6～8，不用稀释可直接加入涂料中消泡。

表 5.2-82 几种国外硅溶胶涂料配方

名称 \ 加入量 \ 序号		1	2	3	4	5
涂料组成	硅溶胶（$w(SiO_2)=30\%$）/kg	12.1①	12.1①	12.1①	9.48	11.35
	水/kg				3.785	
	电熔刚玉/kg	40.0				
	熔融石英/kg		19.0			
	锆石粉/kg			45.5	45.36	45.36
	铝酸钴/mL		0.26	1.9		
	润湿剂/kg	10②	5.2②	5②	10	10
	异辛醇/mL			10		
	消泡剂/mL	2.6③	2.6③			
	Vinanul 900/mL	5④	50④			
	Viscalex HV30/mL	13.8⑤	12⑤			
涂料密度/$g\cdot cm^{-3}$		2.45～2.5	1.8～1.85		2.7～2.75	2.9～2.95

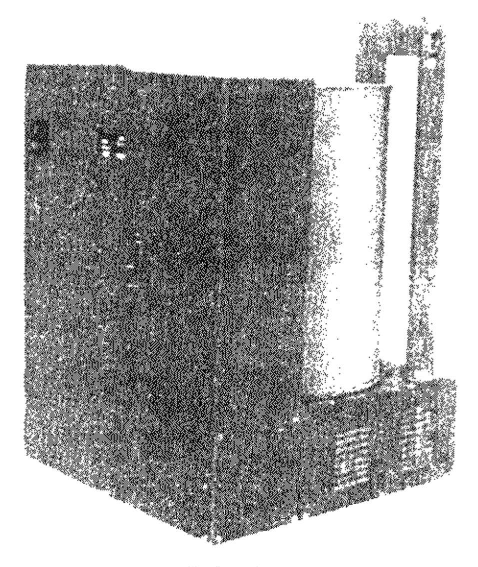
续表 5.2-82

名称 \ 加入量 \ 序号	1	2	3	4	5
涂料黏度/s	52～58	27～32	58～63		
用途	表面层	表面孕育层	表面孕育层	通常使用	高强度型壳

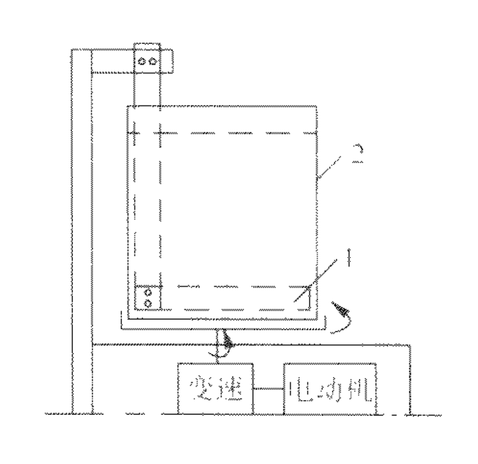
注：测涂料黏度流杯，美国常用 Zahn 4# 或 5# 杯，欧洲使用 Ford 4# 杯。
① 使用 Syton X 30 硅溶胶
② 为英国 I.C.I.公司生产的“Lissapol N”表面活性剂，相当于国内的“OP－10”表面活性剂
③ 消泡剂 AC。
④ 英国 Ving 公司生产的一种悬浮剂
⑤ 英国 Allied Collids 公司生产的一种悬浮剂。

表 5.2-83　几种国内硅溶胶涂料配方

名称 \ 加入量 \ 序号		1	2	3	4	5
涂料组成	硅溶胶［$w(SiO_2)=30\%$］/kg	12.1	12.1	10	10	10
	电熔刚玉/kg	32～36				
	熔融石英/kg		17～18			
	锆石粉/kg			36～40		
	高岭石类熟料/kg				16～17	14～15
	润湿剂/mL	24	24	16		
	消泡剂/mL	16	16	12		
涂料密度/g·cm^{-3}		2.3～2.5	1.7～1.8	2.7～2.8	1.82～1.85	1.81～1.83
涂料粘度/s		33～37	22～26	32±1	19±1	13±1
用途		表面层	表面层	表面层	过渡层	背层



(a) 设备外形



(b) 结构示意图

图 5.2-32　沾浆机（富力科铸业发展有限公司）
1—L型叶片；2—涂料桶

表 5.2-84　涂料配制操作

序号	内容	序号	内容
1	检查设备是否处于工作状态	6	按每千克硅溶胶应加入的比例加入消泡剂，混均匀
2	按比例将硅溶胶倒入沾浆桶中	7	等涂料基本混匀后用流杯测定涂料黏度。如黏度过高，加硅溶胶调整；如黏度过低，加耐火粉料调整 注意，这时测定的黏度可以比工艺要求的黏度稍高一些，因涂料经充分搅拌后其黏度还将略有下降
3	开动沾浆机，使其旋转		
4	按每千克硅溶胶应加入润湿剂的比例，加入润湿剂，混均匀	8	将涂料黏度调整好后，盖上浆桶以免溶剂蒸发，继续搅拌到工艺规定的时间后，再次检查涂料的性能，达到工艺要求性能后方可使用
5	按比例将耐火粉料缓慢加入沾浆桶中，注意防止粉料结块，一定要将粉料分散搅开		

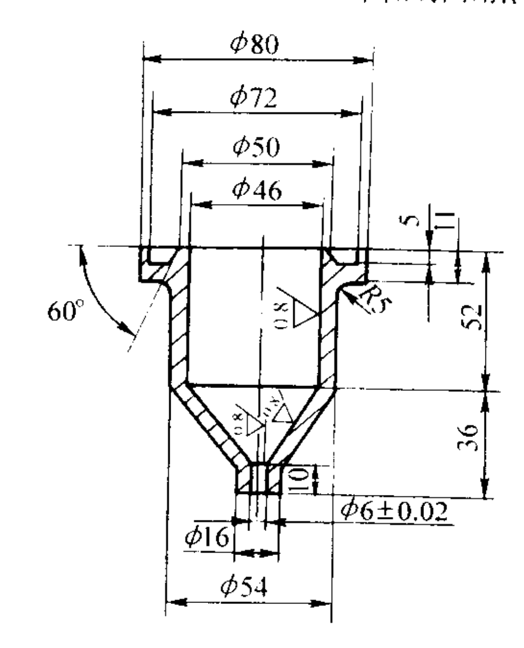
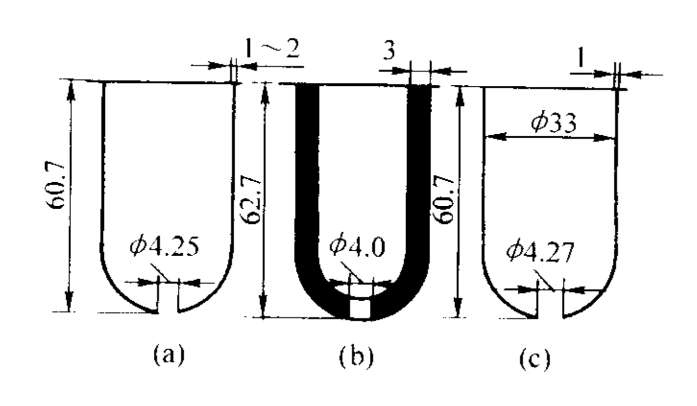


图 5.2-33 中国标准流杯



Zahn 杯	容积/mL	出口孔径/mm	黏度测定范围		适用流体
			流杯黏度/s	动力黏度/MPa·s	
4#	44	4.27	20～65	200～900	稠液
5#	44	5.28	15～85	250～1 900	很稠液

图 5.2-34 美国 Zahn 杯

表 5.2-85 不同流杯测得的涂料黏度 s

涂料种类 \ 流杯名称	Zahn 杯	标准流杯
涂料 1	10.7	8.9
涂料 2	33.0	23
涂料 3	38.6	27.9

5.2.3 硅溶胶制壳工艺

(1) 模组清洗(见表 5.2-86)

表 5.2-86 模组清洗

序号	工序名称	说明
1	配清洗液	将乳化水清洗剂(如 ZF-301)加 1 倍体积的水，混匀
2	清洗	将组焊好静置 45 min 以上的模组从悬挂链或运送小车上取下，把模组完全浸入清洗液中连续往复数次，共约 5～8 s 提起，滴净液体
3	吹干或晾干	将取出的模组用压缩空气吹干，或把模组悬挂在悬挂链或小车上晾干
4	抽查清洗效果	从同一批洗净的模组中选取两组，浸入硅溶胶(加入体积分数为 0.5% 的润湿剂)中，取出后小心检查是否完全润湿。完全润湿说明清洗效果好，可将此模组在水中漂洗去硅溶胶，用压缩空气吹干，吊到悬挂链或运送小车上待用。如检查发现模组不能完全湿润，则整批模组必须重新进行清洗

(2) 制壳工艺

硅溶胶型壳采用干燥硬化的胶凝方法，其制壳工艺过程简单：上涂料、撒砂、干燥。多次重复以得到所需厚度的多层型壳。表 5.2-87 是国内一般工厂使用的硅溶胶制壳工艺参数。

用快干硅溶胶制壳时，在温度、湿度、风速与表 5.2-87 相同时，其层间干燥时间仅 1～2 h，从而可大大加快制壳过程，缩短生产周期。

(3) 影响硅溶胶型壳干燥的因素

硅溶胶型壳是采用干燥硬化的胶凝方式，其型壳质量与干燥硬化过程直接相关，型壳干燥彻底其强度就好，见图 5.2-35。影响型壳干燥的因素有环境湿度、温度和风速，见图 5.2-36。为保证铸件精度温度应保持在 22～25℃，在生产中环境湿度和风速是必须严格加以控制的两个活跃因素。

(4) 型壳干燥的测试

生产已使用的有显色法和电阻法。显色法是在涂料中加入干燥指示剂，型壳干燥后则变色。电阻法是利用型壳的电阻与其含水量有关，同时还和硅溶胶胶凝状态变化有关。可用电表检测型壳电阻的变化，有资料指出，在 10 mm 距离的涂料层间，电阻达 2 000 kΩ 时，可认为涂层已干燥。

表 5.2-87 硅溶胶制壳工艺参数

参数 \ 层数	面层	二层	背层	封浆
涂料种类	面层涂料	面层涂料或过渡层涂料①	背层涂料	背层涂料
撒砂	100/120 号筛目锆砂	30/60 号筛高岭土熟料	16/30 号筛高岭土熟料	
温度/℃	22～25			
湿度/%	50～70	40～60		
风速/$m \cdot s^{-1}$	—	6～8		
干燥时间/h	4～6	>8	>12	>14
预湿剂	浸润湿剂②		—	

注：各厂可根据本厂铸件大小确定型壳层数。一般小件可制四层半型壳，铸件越大，壁越厚，层数应相应增加。

① 要求高的铸件可使用两层面层涂料，要求不高的铸件也可使用一层面层涂料，第二层采用过渡层涂料。

② 预湿剂用 $w(SiO_2)=25\%$ 的硅溶胶溶液，预湿剂可浸一层，也可浸二层或三层。

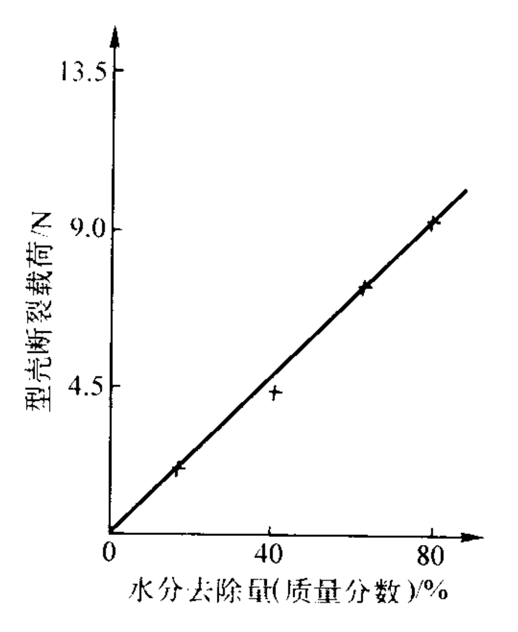


图 5.2-35　硅溶胶型壳干燥程度与其强度的关系

5.2.4　型壳脱蜡和焙烧

（1）脱蜡

脱蜡的方法较多，如高压蒸汽法、闪烧脱蜡法、微波加热法等。硅溶胶型壳最常用的是蒸汽脱蜡法，图 5.2-37 为型壳电阻与失水率及状态变化的关系。因模料的热膨胀系数大于型壳的热膨胀系数，脱蜡慢将造成模料将型壳胀裂。为防止型壳胀裂应采用高温快速脱蜡，蒸汽压力在 0.6 ~ 0.75 MPa 间，达到 0.6 MPa 压力的时间应小于 14 s，整个型壳在 6 ~ 10 min 内完成脱蜡。

（2）焙烧

型壳焙烧是烧去残余蜡料、水分及其挥发物。硅溶胶型壳焙烧温度常为 950 ~ 1 100℃，到温后保温 30 min 以上，使整个型壳温度达到焙烧温度。使用设备有油炉、箱式电阻炉、煤气炉等。图 5.2-38 为用万用表检测型壳电阻的示意图。

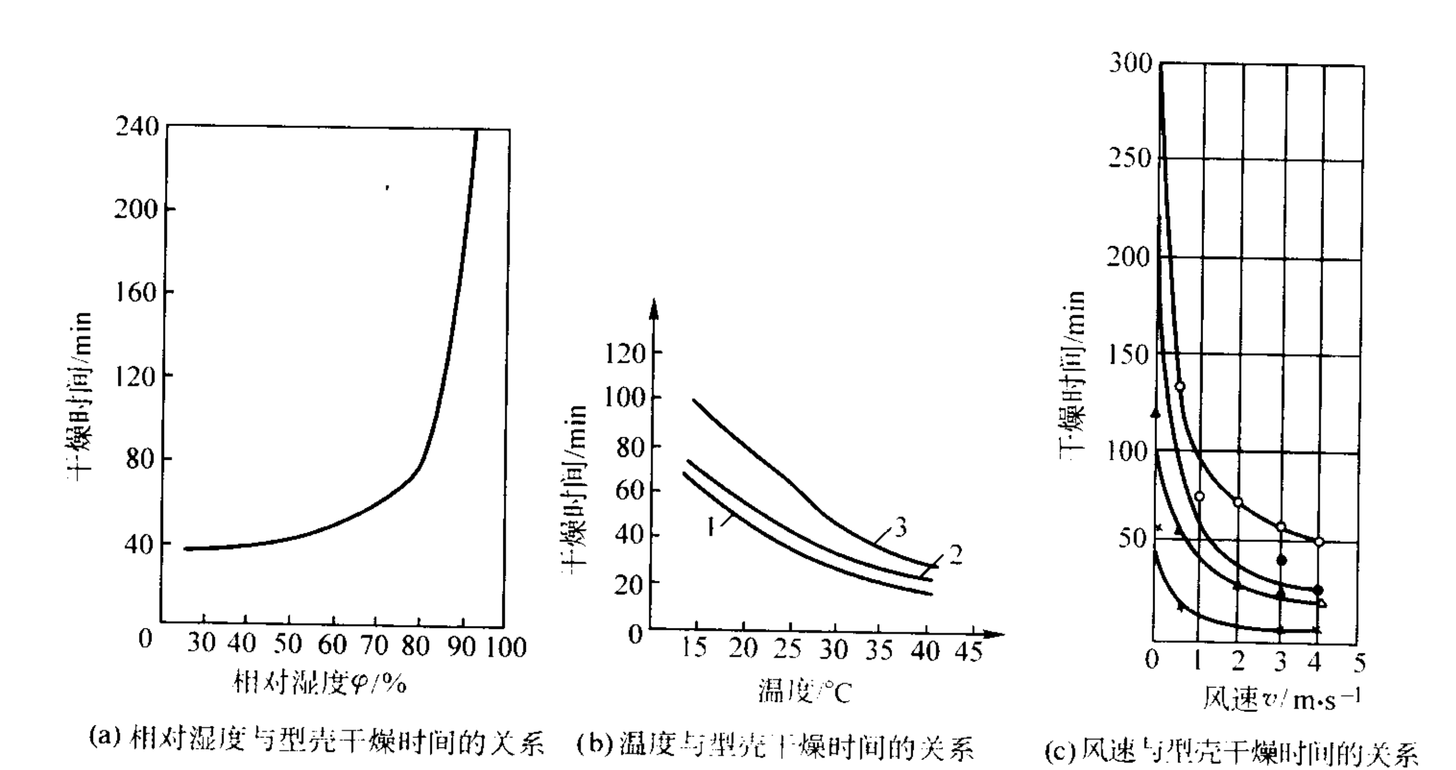


图 5.2-36　相对湿度、温度和风速与型壳干燥时间的关系

1—铝矾土型壳；2—刚玉型壳；3—锆砂型壳

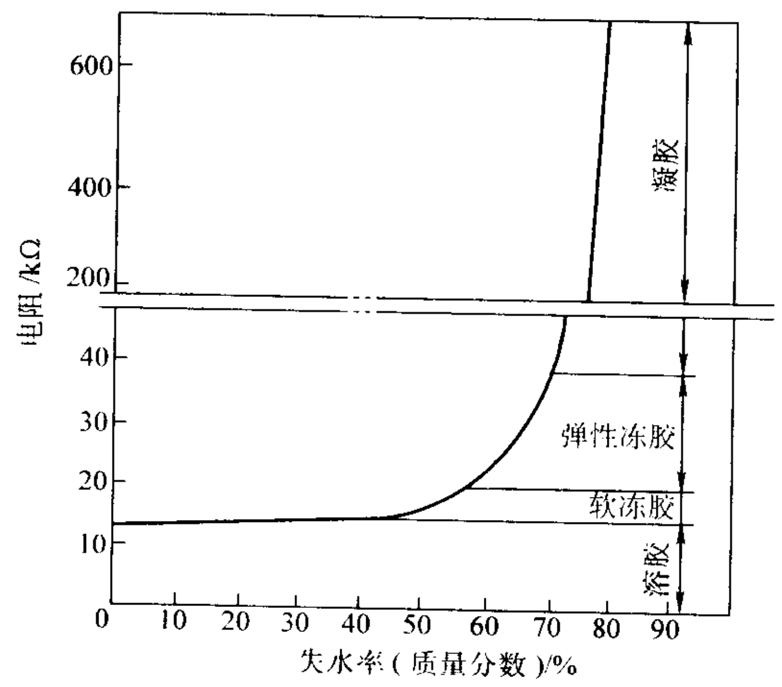


图 5.2-37　型壳电阻与失水率及状态变化的关系

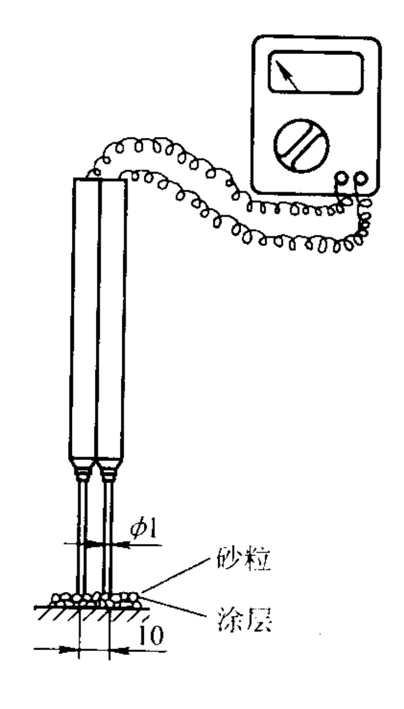


图 5.2-38　用万用表检测型壳电阻示意图

5.3　硅酸乙酯及其型壳

硅酸乙酯型壳是熔模铸造中使用历史最长的一种优质型壳。

5.3.1　硅酸乙酯及其水解液

（1）硅酸乙酯

熔模铸造用工业硅酸乙酯有硅酸乙酯 32、40 两种，其结构及应用特点见表 5.2-88，其性能见表 5.2-89（HB5345—1996）。

表 5.2-88　硅酸乙酯的结构及其应用特点

	硅酸乙酯 32	硅酸乙酯 40
组成（质量分数）/%	单乙酯 65.8　贰乙酯 26.3 叁乙酯 6.0　肆乙酯 1.3 乙醇杂质 0.6	单乙酯 6.2 肆乙酯 ~ 陆乙酯混合物 93.6 乙醇杂质 0.2
应用特点	可长期储存，性能变化不大	可长期储存，黏度和其他性能变化不大

表 5.2-89 硅酸乙酯性能

性能 / 牌号	外观	二氧化硅（质量分数）/%	HCl（质量分数）/%	110℃以下馏分含量（质量分数）/%	密度 /$g \cdot cm^{-3}$	运动黏度 /$m^2 \cdot s^{-1}$
硅酸乙酯 32	无色或淡黄澄清微浊液体	32.0~34.0	≤0.04	≤2	0.97~1.0	$\leqslant 1.6 \times 10^{-6}$
硅酸乙酯 40		40.0~42.0	≤0.015	≤3	1.04~1.07	$(3.0 \sim 5.0) \times 10^{-6}$

（2）硅酸乙酯水解液

1）水解原理 硅酸乙酯 32、硅酸乙酯 40 均需经水解处理后才能作为粘结剂使用。水解时，硅酸乙酯中的乙氧基（$-OC_2H_5$）被水中的羟基（$-OH$）取代，同时发生缩聚反应，形成各种聚合度和构型的聚乙氧基硅氧烷即水解液，它可作为粘结剂使用，水解反应式为

$$(RO)_4Si + (4-n)H_2O \longrightarrow \underset{\text{硅醇}}{(RO)_nSi(OH)_{4-n}} + (4-n)ROH$$

当 n 分别为 0、1、2、3 时，硅醇的官能度即羟基数相应为 4、3、2、1。如参与缩聚反应的体系的 2 个硅醇分子量官能度均为 1，即 1-1 官能度体系，缩聚反应式如下：

$$OR-\overset{OR}{\underset{OR}{Si}}-OH + OH-\overset{OR}{\underset{OR}{Si}}-OR \rightleftharpoons OR-\overset{OR}{\underset{OR}{Si}}-O-\overset{OR}{\underset{OR}{Si}}-OR + H_2O$$

反应得到二聚体。如缩聚反应为 2-2 官能度体系则形成线型大分子聚合物，……，当缩聚反应为 4-4 官能度体系，水解产物全部为$Si(OH)_4$，缩聚物为硅氧四面体组成的无定形 SiO_2 胶体。

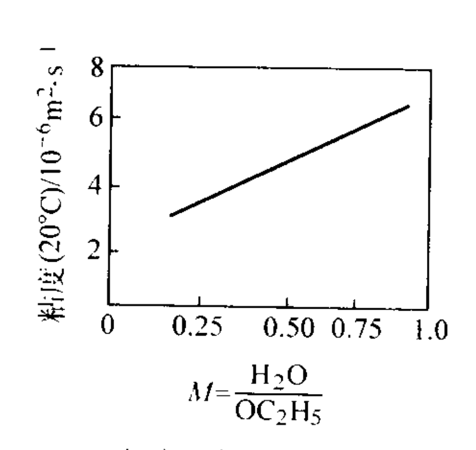
2）加水量 M M 是水解反应时加水量与硅酸乙酯乙氧基的摩尔比，即 $M = H_2O/-OC_2H_5$。M 与缩聚反应体系的官能度及缩聚产物分子构型的关系见表 5.2-90，对水解液黏度和所制型壳强度影响见图 5.2-39，表 5.2-91 为 M 值的推荐值。

3）水解配料用材料见表 5.2-92。

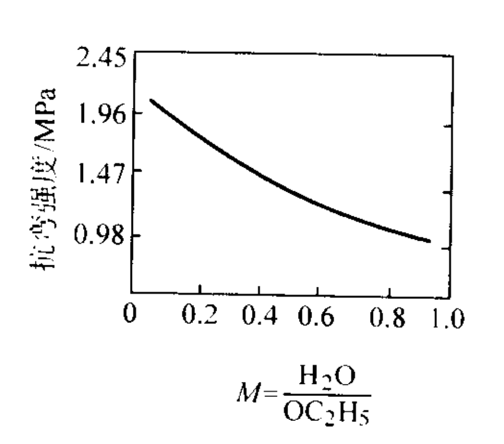
4）水解计算见表 5.2-93。

表 5.2-90 水解加水量 M 与缩聚产物分子构型的关系

加水量 M（$H_2O/-OC_2H_5$）	缩聚反应体系的官能度	缩聚产物的分子构型
1/4	1-1	二乙酯
(1/4, 2/4)	1-2	线型低聚物
2/4	2-2	线型高聚物
(2/4, 3/4)	2-3	局部交连分子
3/4	3-3	三维网络结构的体型大分子
(3/4, 4/4)	4/4	SiO_2 凝胶
4/4		



(a) 加水量与水解液粘度的关系



(b) 加水量与型壳强度的关系

图 5.2-39 加水量 M 与水解液黏度、型壳强度的关系

表 5.2-91 M（$H_2O/-OC_2H_5$）推荐值

硅酸乙酯种类	一般	常用
硅酸乙酯 32	0.15~0.65	0.30~0.60
硅酸乙酯 40	0.10~0.55	0.30~0.52

表 5.2-92 水解配料用材料

名称	作用
硅酸乙酯	反应物
水	产生水解反应
乙醇	溶剂和稀释剂
盐酸	催化剂，是水解液及涂料 pH 的稳定剂
硫酸	催化剂，常用于综合水解，水解液及涂料 pH 的稳定剂
醋酸	水解液 pH 值稳定的缓冲剂
硼酸	添加剂，提高型壳强度，用量过多，则降低耐火度
甘油	添加剂，提高型壳韧性，用量过多，则型壳不易干燥
乙二醇乙醚	提高加固剂的渗透能力
硫酸铝	提高粘结剂和涂料的悬浮稳定性

表 5.2-93 水解计算

序号	计 算 程 序
1	计算理论加水量 B（g） $B = 400\ Ma$ 式中，B 为水解 1 kg 硅酸乙酯的理论加水量，g；M 为置换 1 mol $-OC_2H_5$ 所需 H_2O 的摩尔数；a 为硅酸乙酯中 $-OC_2H_5$ 的质量分数，%； M 值由表 5.2-91 查出，a 由 SiO_2 查出

续表 5.2-93

<table>
<tr><th>序号</th><th>计 算 程 序</th></tr>
<tr><td>1</td><td>
<table>
<tr><th>SiO_2</th><th>$-OC_2H_5$</th><th>SiO_2</th><th>$-OC_2H_5$</th></tr>
<tr><td>31.0</td><td>84.0</td><td>39.0</td><td>74.2</td></tr>
<tr><td>32.0</td><td>82.6</td><td>40.0</td><td>72.9</td></tr>
<tr><td>33.0</td><td>81.5</td><td>41.0</td><td>71.8</td></tr>
<tr><td>34.0</td><td>80.2</td><td>42.0</td><td>70.6</td></tr>
</table>
</td></tr>
<tr><td>2</td><td>计算乙醇加入量 C（mL）
$$C=\frac{1}{\rho_{乙}}\left[1\,000\left(\frac{S}{S'}-1\right)-B\right]$$
式中，C 为水解 1 kg 硅酸乙酯需乙醇体积，mL；$\rho_{乙}$ 为乙醇密度，g/cm³；S 为原硅酸乙酯中 SiO_2 质量分数，%；S' 为水解液中 SiO_2 质量分数，%</td></tr>
<tr><td>3</td><td>实际加水量 B'（g）
$$B'=B-cC$$
式中，B' 为水解 1 kg 硅酸乙酯的实际加水量，g；c 为乙醇中含水质量分数，%</td></tr>
<tr><td>4</td><td>计算盐酸加入量 D（mL）
$$D=\frac{Gb'-1\,000b}{\rho_{盐}\,d_{盐}}$$
式中，D 为水解 1 kg 硅酸乙酯需盐酸体积，mL；G 为水解液总质量，g；b' 为水解液中 w（HCl），%；b 为原硅酸乙酯中 w（HCl），%；$\rho_{盐}$ 为 HCl 密度，g/cm³；$d_{盐}$ 为 w（HCl），%</td></tr>
</table>

5）水解液制备见表 5.2-94。

表 5.2-94 水解液制备

工艺方法	工 艺 要 点	特点应用
一次水解	将乙醇和水全部加入水解器中，然后加入盐酸和醋酸，在不断搅拌的情况下，以细流加入硅酸乙酯，控制水解液温度 40～50℃（硅酸乙酯 32）、或 32～42℃（硅酸乙酯 40）；加完硅酸乙酯后，继续搅拌 30～60 min，出料待用	工艺简单，操作方便，水解液质量稳定，应用较广
二次水解	加入质量分数为 15%～30%的乙醇或上次水解的硅酸乙酯，在搅拌情况下，交替加入 1/3 原硅酸乙酯和 1/3 配制好的酸化水，保持水解液温度在 38～52℃之间，加完后继续搅拌 30 min，最后加入混有醋酸的剩余乙醇，继续搅拌 30 min	工艺简单、型壳强度较高，应用较广
综合水解	将乙醇和原硅酸乙酯全部加入涂料搅拌机中，在搅拌状态下加入耐火粉料用量的 2/3，强烈搅拌 3～5 min（1 500～3 000 r/min），然后加入酸化水，温度不超过 60℃，搅拌 40～60 min，冷却到 34～36℃，加入剩余的耐火粉料，继续搅拌 30 min，除气 30 min	水解和涂料配置一次完成，型壳强度高 0.5～2 倍，但工艺复杂、需专门设备，应用不广
加固剂水解	水解工艺同二次水解，水解后停放 7 天后使用，或加入原硅酸乙酯体积分数为 30%的乙二醇乙醚，放置一天使用	用于硅酸乙酯和硅溶胶型壳的加固

注：1. 添加硼酸和甘油时，先配成硼酸甘油的混合液，在水解时加入。
2. 添加硫酸铝时，将硫酸铝溶于酸化水中，在水解时加入。

6）水解液质量控制 水解液主要应检查其二氧化硅含量、氯化氢含量及粘度等，测试方法见 JB/T 4007—1999。

5.3.2 硅酸乙酯涂料

（1）涂料配比（见表 5.2-95）

表 5.2-95 几种的涂料配比及用途

涂料组分		密度/g·cm⁻³	用 途
硅酸乙酯/mL	耐火粉料/kg		
1 000	硅石粉 1.7～2.0	1.60～1.75	用于低合金钢、碳钢、铝合金和铜合金
1 000	刚玉粉 2.2～2.8	2.00～2.30	用于 Ni、Cr、Co 基合金

续表 5.2-95

涂料组分		密度/g·cm⁻³	用途
硅酸乙酯/mL	耐火粉料/kg		
1 000	铝矾土粉 1.6～2.4	1.7～2.15	用于型壳加固层
1 000	锆石粉 2.8～3.8	2.30～2.8	用于 Ni、Cr、Co 基合金
	硅铝系熟料 0.25		

（2）涂料配制（见表 5.2-96）

表 5.2-96 涂料配制工艺

程序名称	工艺要点
涂料配制过程	1）在涂料桶中加入水解液，开动搅拌机，每升水解硅酸乙酯液加入 0.8～1.5 mL 盐酸或硫酸，调整 pH 值至 1～2（用刚玉粉时可以不加） 2）加入耐火粉料，高速搅拌 5 min，然后慢速搅拌 1 h 3）测量涂料的粘度（取上限），并用 0.251 mm 筛网和磁性过滤器将涂料倒入 L 型搅拌机内，继续搅拌 1 h

（3）涂料控制及使用寿命

硅酸乙酯涂料需控制其密度、流杯黏度和 pH 值，以保证质量。涂料使用寿命较短，夏季不超过 3 天，冬季不超过 7～10 天。

5.3.3 硅酸乙酯制壳工艺

硅酸乙酯制壳常用空气＋氨气硬化法，也可用快速胶凝硬化法，其制壳工艺参数见表 5.2-97，各种不同固化方法的硅酸乙酯型壳强度见表 5.2-98。

5.4 水玻璃及其型壳

水玻璃价廉，其型壳和铸件表面粗糙值较大，尺寸精度低，故适用于对精度要求不高的熔模铸件生产中。

表 5.2-97 硅酸乙酯型壳制壳工艺参数

层次 \ 硬化方法	撒砂	空气＋氨气硬化：自干或风干时间①/h	空气＋氨气硬化：氨固化/min 氨气②	空气＋氨气硬化：氨固化/min 氨水③	空气＋氨气硬化：抽风时间/min	快速胶凝硬化：自干或风干时间①/min	快速胶凝硬化：氨固化/min 通氨	快速胶凝硬化：氨固化/min 保持	快速胶凝硬化：抽风除氨时间/min
1	50/100④ 或 40/70	≥2	15～25	30～50	10～15	15	10	15	10
2	40/70	1～3	15～25	30～50	10～15	15	10	15	10
≥3	20/40	1～3	15～25	30～50	10～15	15	10	15	10
浸加固剂	—	≥3	20～30	40～60	10～15	60～120	10	30	15

① 室温 20～28℃，微风 1～3 m/s，相对湿度 65%～75%。
② 氨气流量 3～5 L/min，通入时间 1～2 min，箱内氨气浓度（体积分数）3%～5%。
③ 对于能容纳 30 个模组的氨干箱，加入氨水体积约 250 mL。
④ 筛号，数字同目。

表 5.2-98 不同固化方法的硅酸乙酯型壳强度

MPa

试样状态 \ 固化方法	氨气固化	空气＋氨气固化	空气干燥固化
湿态	2.8	4.2	8.4
焙烧后	5.6	8.4	16.8

5.4.1 水玻璃

熔模铸造广泛应用纯碱法水玻璃。根据 GB/T 4209—1996《工业硅酸钠》将分为五类见表 5.2-99。其中一、二类，即模数大于等于 3.0 的水玻璃适用于熔模铸造。水玻璃 $Na_2O\cdot mSiO_2\cdot nH_2O$ 不是一种单一化合物，而且由不同比例的 SiO_2 和 Na_2O 组成的多种硅酸钠的混合物。水玻璃的性能指标有模数和密度。

表 5.2-99 工业硅酸钠技术指标

指标 \ 型号级别	液-1 优等品	液-1 1等品	液-1 合格品	液-2 优等品	液-2 1等品	液-2 合格品	液-3 优等品	液-3 1等品	液-3 合格品	液-4 优等品	液-4 1等品	液-4 合格品	液-5 优等品	液-5 1等品	液-5 合格品
铁（Fe）/%≤	0.02	0.05	—	0.02	0.05	—	0.02	0.05	—	0.02	0.05	—	0.02	0.05	—
水不溶物/%≤	0.20	0.40	0.50	0.20	0.40	0.50	0.20	0.60	0.80	0.20	0.40	0.50	0.20	0.80	1.00

硬化剂黏度小，对涂层渗透硬化速度快，化学硬化反应较和

续表 5.2-99

型号级别 / 指标	液-1			液-2			液-3			液-4			液-5		
	优等品	1等品	合格品	优等品	1等品	合格品	优等品	1等品	合格品	优等品	1等品	合格品	优等品	1等品	合格品
密度 (20℃) /g·cm^{-3}	1.318~1.342			1.368~1.394			1.436~1.465			1.368~1.394			1.526~1.599		
氧化钠 (Na_2O) /% ≥	7.0			8.2			10.2			9.5			12.8		
二氧化硅 (SiO_2) /% ≥	24.6			26.9			25.7			22.1			29.2		
模数 *M*	3.5~3.7			3.1~3.4			2.6~2.9			2.2~2.5			2.2~2.5		

注：有%的均为质量分数。

5.4.2 水玻璃涂料

涂料配方（见表 5.2-100、表 5.2-101）

表 5.2-100 水玻璃面层涂料的组成及配比

组成及配比	水玻璃黏结剂		耐火粉料	粉液比	表面润湿剂 JFC 加入量（质量分数）/%	消泡剂加入量（质量分数）/%
	模数 *M*	密度/g·cm^{-3}				
表面层	3~3.4	1.25~1.28	270#~320# 精白硅石粉 [*w*（水）≤0.3%]	1.1~1.3	0.1~0.3	0.05~0.1

表 5.2-101 水玻璃加固层涂料的组成及配比

组成及配比	水玻璃粘结剂		耐火粉料	液:粉	JFC（质量分数）/%
	模数 *M*	密度/g·cm^{-3}			
加固层	3.0~3.4	1.30~1.34	270# 硅石粉 2/3 200# 耐火粘土 ±1/3	1:1~1.2	
			200~270 铝-硅系耐火材料	1:1.1~1.5	0.1①

① 用 $Al_2O_3 \cdot 6H_2O$ 硬化时，加固层涂料中可加 JFC。

水玻璃涂料质量控制是以流杯黏度为主，再加测涂片重。涂片重采用图 5.2-40 的 40 mm×40 mm×2 mm 的不锈钢片来测定，将涂片浸入涂料中 10 s 后提出，让多余涂料滴除，2 min 时将其挂在天平上称出重量，减去涂片本身重量，就得出涂层总重。硅石粉水玻璃面层涂料的涂片重控制在 35~60 mg/cm^2 范围内。

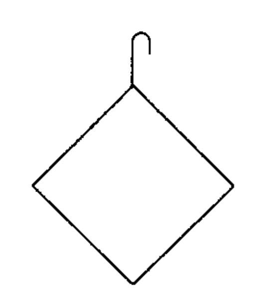


图 5.2-40 不锈钢涂片

5.4.3 水玻璃型壳制壳工艺

1）工序见图 6.2-41。

2）制壳工艺参数　水玻璃型壳硬化剂种类不同，其硬化工艺参数也不相同。表 5.2-102 是氯化铵硬化时水玻璃型壳制壳工艺参数。

3）常用硬化剂及硬化工艺参数　常用硬化剂的硬化反应及特点见表 5.2-103。氯化铵硬化工艺参数见表 5.2-102，结晶氯化铝、聚合氯化铝、氯化镁的技术条件和硬化工艺参数见表 5.2-104~表 5.2-108。

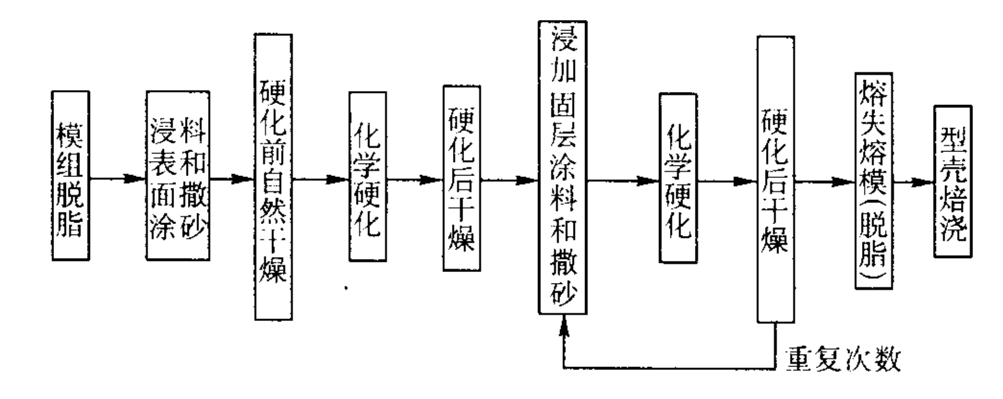


图 5.2-41 水玻璃型壳制壳工艺流程

表 5.2-102 氯化铵硬化时水玻璃型壳制壳工艺

参数 / 层数	面层	二层	背层	封浆
涂料种类	面层涂料①	面层或过渡层涂料	背层涂料	背层涂料
撒砂	40/70 号筛硅砂	20/40 号筛硅砂	10/20 号筛硅砂	—
硬化前干燥时间/h	~2	—	—	—
硬化时间/min	3~10②			—
凉干时间/min	30~40			—

注：各厂可根据本厂铸件大小确定型壳层数。一般中小件可制六层半。铸件越大，壁越厚，型壳层数应相应增加。

① 要求高的铸件可使用两层面层涂料，要求不高的铸件第二层采用过渡层涂料或背层涂料。

② 氯化铵可使用 GB/T 2946—1992《氯化铵》中规定的工、农业用氯化铵。氯化铵硬化液浓度（质量分数）为 22%~25%，面层硬化剂温度为 20~25℃，背层可逐步提高硬化剂温度，但不得高于 50℃。

表 5.2-103　常用硬化剂的硬化反应及特点

硬化剂	硬化反应式	特　点
NH_4Cl （氯化铵）	$Na_2O \cdot mSiO_2 \cdot nH_2O + 2NH_4Cl$ $\longrightarrow mSiO_2 \cdot (n-1)\ H_2O + 2NaCl + 2NH_3\uparrow + 2H_2O$	硬化剂黏度小，对涂层渗透硬化速度快，化学硬化反应较和缓 型壳湿强度较高，高温强度较低，型壳残留强度低，脱壳性好，硬化反应产生 NH_3 气体，污染空气并腐蚀机械设备
$AlCl_3 \cdot 6H_2O$ （结晶氯化铝）	$3\ (Na_2O \cdot mSiO_2 \cdot nH_2O)\ + 2Al\ Cl_3$ $\longrightarrow 3mSiO_2 \cdot (n-1)\ H_2O + 2Al\ (OH)_3 + 6NaCl$	硬化剂粘度大，对涂层渗透硬化速度慢，型壳强度高，硬化反应不产生有害气体
$[Al_2\ (OH)\ nCl_{6-n}]_m$ （聚合氯化铝）	$Na_2O \cdot mSiO_2 \cdot n\ N_2O + Al_2\ (OH)_4Cl_2$ $\longrightarrow mSiO_2 \cdot (n-1)\ H_2O + 2Al\ (OH)_3 + 2NaCl$ $Na_2O \cdot mSiO_2 \cdot nN_2O + Al_2\ (OH)_2Cl_4$ $\longrightarrow 2\ mSiO_2 \cdot (n-1)\ H_2O + 2Al\ (OH)_3 + 4NaCl$	硬化剂黏度大，对涂层渗透硬化速度慢，型壳强度高，硬化反应不产生有害气体
$MgCl_2 \cdot 6H_2O$ （氯化镁）	$Na_2O \cdot mSiO_2 \cdot nH_2O + MgCl_2$ $\longrightarrow mSiO_2 \cdot (n-1)\ H_2O + 2NaCl + Mg\ (OH)_2$	硬化剂黏度大，硬化层薄，型壳强度低于氯化铝硬化剂

表 5.2-104　结晶氯化铝技术条件（质量分数）%

成分	$AlCl_3 \cdot 6H_2O$	Fe_2O_3	游离酸（HCl）	水不溶物
含量	≥95	0.05	0～0.05	≤0.1

在生产中为保证硬化剂质量需进行控制。测定氯化铵硬化剂的 NH_4Cl、NaCl 含量，添加氯化铵保证 $w\ (NH_4Cl)$ 在 22%～25%之间，当 w（NaCl）>6%～8%就必须更换硬化液。聚合氯化铝则可测定其密度和 pH 值，氯化镁可测定其密度；通过添加聚合氯化铝和氯化镁保证指标在规定范围内以保证质量。

表 5.2-105　结晶氯化铝硬化工艺参数

硬　化　剂				温度①/℃	硬化时间/min	干燥时间/min	备注
浓度（质量分数）/%	密度/g·cm⁻³	pH 值	w (JFC)②/%				
31～33	1.16～1.17	1.4～1.7	0～0.1	20～25	5～15	30～45	面层硬化干燥后冲水

① 面层 20～25℃，背层可逐步提高硬化剂温度，但最高不得高于 50℃。
② 也可不加 JFC。

表 5.2-106　聚合氯化铝硬化液技术条件

项目	密度/g·cm⁻³	pH 值	$w\ (Al_2O_3)$ /%	碱化度 B/%	w (JFC) /%
数值	1.18～1.20	2～3	8～10	<50	0～0.1

表 5.2-107　氯化镁技术条件（质量分数）　%

成分	$MgCl_2$	$MgSO_4$	NaCl	KCl
含量	>46	<3	<2	<0.51

表 5.2-108　氯化镁硬化工艺参数

硬 化 剂				温度①/℃	硬化时间/min	干燥时间/min
浓度（质量分数）/%	密度/g·cm⁻³	pH 值	w (JFC)②/%			
28～34	1.24～1.30	5.5～6.5	0～0.1	20～25	0.51	30～45

① 面层 20～25℃，背层可逐步提高硬化剂温度，但最高不得高于 50℃。
② 也可不加 JFC。

5.4.4 脱蜡及焙烧

1）**脱蜡**　水玻璃型壳常用热水脱蜡，工艺如表 5.2-109 所示。

2）**焙烧**　为去除水玻璃型壳中的残留水分，蜡料皂化物和盐类等，并提高型壳温度，需对脱蜡后的型壳进行焙烧。氯化铵硬化的型壳焙烧温度为 850℃，保温 0.5～2 h。结晶氯化铝硬化的型壳最高焙烧温度可达 950℃。

表 5.2-109　水玻璃型壳热水脱蜡

序号	工序名称	说　明
1	清理浇口杯	去除浇口杯顶部的浮砂及涂料
2	加入硬化剂	在脱蜡水中加入 w（氯化铵）3%～8%，或 w（结晶氯化铝）4%～6%，或 w（工业盐酸）1%，使型壳在脱蜡时得到补充硬化
3	控制水温	使脱蜡水温度在 95～98℃之间
4	脱蜡	将型壳浇口向上，放入脱蜡水中脱蜡。脱蜡时间应控制在 15～20 min，以不超过 30 min 为宜
5	型壳冲洗	取出型壳，用热水（含 w（HCl）0.5%的热水）冲洗型壳内腔
6	清槽	清除脱蜡槽中砂粒及脏物，定期更换脱蜡水

5.5 型芯

5.5.1 型芯分类

一般情况下熔模铸件的内腔是跟外形一道，通过涂挂涂料，撒砂等工序形成。但如铸件内腔过于窄小或形状复杂，就必须用预制的型芯来成形。表 5.2-110 列出常用的各种类型熔模铸造型芯的工艺特点和应用范围。

表 5.2-110 各种类型熔模铸造型芯的工艺特点和应用

型芯种类	成形方法	工艺特点	脱芯方法	应用
热压注陶瓷型芯	热压注成形	以热塑性材料（如蜡）为增塑剂配制陶瓷料浆、热压注成形、高温烧结成型芯	化学腐蚀	内腔形状复杂而精细的高温合金和不锈钢铸件、定向凝固和单晶空心叶片
传递成形陶瓷型芯	将混合有黏结剂的陶瓷粉末高压压入热芯盒中成形	制芯混合料中含有低温和高温黏结剂	化学腐蚀	主要适合真空熔铸高温合金
灌浆成形陶瓷型芯	自由灌注成形	陶瓷料浆中加入固化剂，注入芯盒中自行固化	机械方法	内腔形状较宽厚的铸件
水溶型芯	自由灌注成形	以遇水溶解或溃散的材料做黏结剂配制料浆，注入芯盒中自行固化	用水或稀酸溶失	内腔形状较宽厚的非铁合金铸件
水玻璃砂芯	紧实型砂	以水玻璃为黏结剂配制芯砂，制成型芯后浸入硬化剂硬化	机械方法	与水玻璃型壳配合使用
替换黏结剂型芯	冷芯盒法成形	将特殊液体渗入冷芯盒法制成的型芯中，令其焙烧时转变为高温黏结剂	机械方法	尺寸精度和表面质量要求较低的民用产品
细管型芯	将金属或玻璃薄壁管材弯曲、焊接成形	将金属或玻璃薄壁管材弯曲，焊接成复杂管道型芯	化学腐蚀或留在铸件中	主要适合非铁合金细孔铸件（$d>3$ mm，$L<60d$）

5.5.2 热压注法陶瓷型芯（见图 5.2-42）

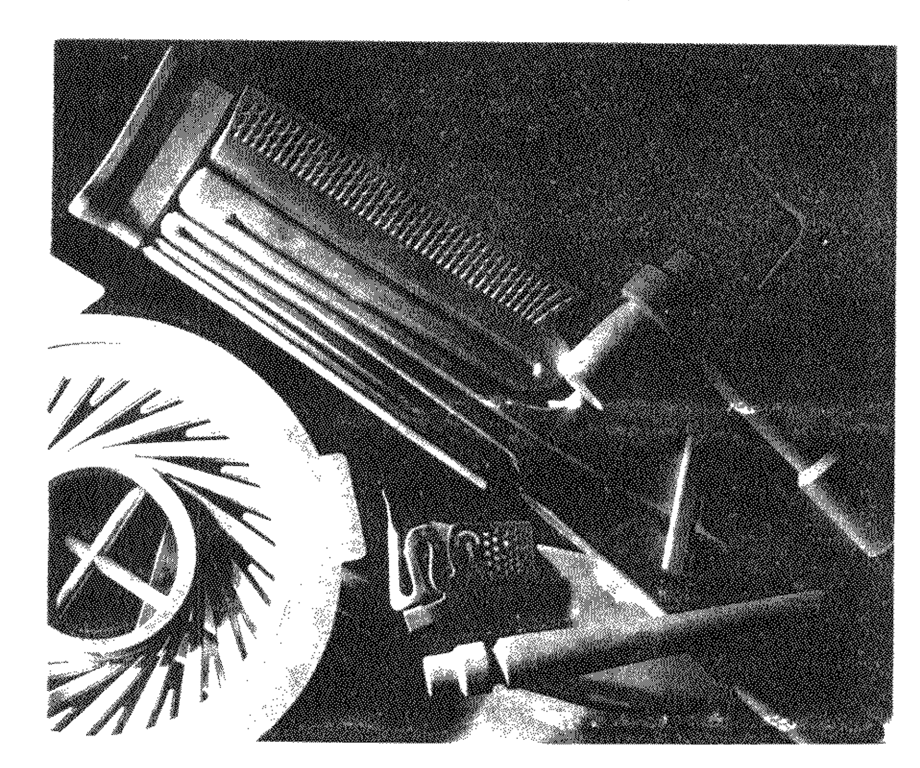


图 5.2-42 热压注法陶瓷型芯实例

1）工艺流程见图 5.2-43。

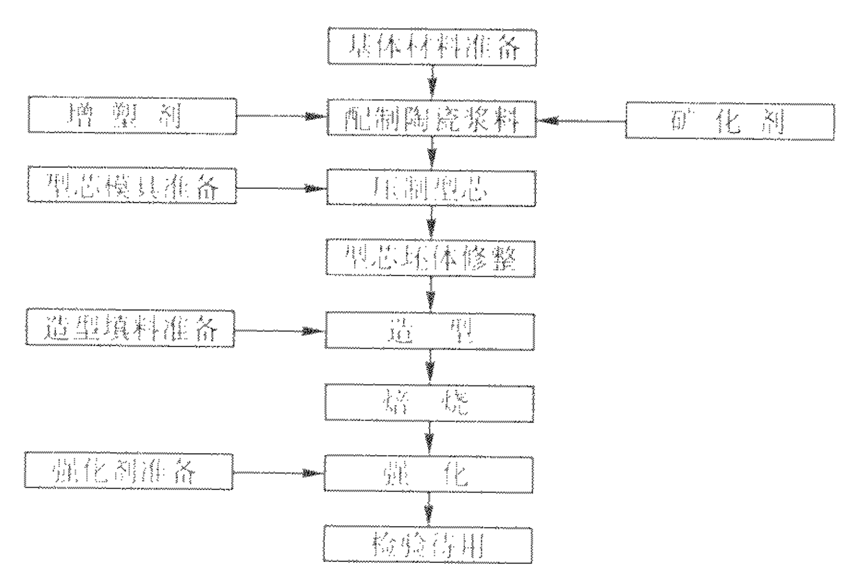


图 5.2-43 热压注法陶瓷型芯生产工艺流程

2）浆料制备 陶瓷型芯的基体材料有石英玻璃、刚玉、氧化锆等多种，以石英玻璃应用最广。制芯用石英玻璃粉料的粒度级配、杂质限量见表 5.2-111、表 5.2-112。

表 5.2-111 制芯用石英玻璃粉料的粒度配比（质量分数） %

粒度	140~200 筛号	200~270 筛号	>270 筛号
混合粉	25	50	25
细粉	—	—	100

表 5.2-112 定向凝固铸造用陶瓷型芯的杂质限量（质量分数） %

杂质元素	Al	Mg	Ca	Na	Fe	Bi Ag Sb	Sn、Pb、Zn
限量	0.10~0.25	0.10~0.50	0.03~0.06	0.01	痕迹量	0.0001	0.004

矿化剂用量、使用温度和用途，矿化剂成分及处理方法见表 5.2-113、表 5.2-114。常用增塑剂配比见表 5.2-115。浆料中还需加入表面活性剂，一般为粉料质量的 0.5%~1.0%。

表 5.2-113 矿化剂用量、使用温度和用途

矿化剂	用量（质量分数）/%	烧成温度/℃	极限使用温度/℃	用途
工业氧化铝	5~15	1 150~1 200	1 550	一般用途
铝矾土或莫来石	5~15	1 150~1 200	1 550	一般用途
氧化钙	3~5	1 150~1 200	1 550	一般用途
ACS	5	1 150~1 200	1 550	一般用途
锆砂	15~30	1 150~1 200	1 650	定向凝固铸造

几种陶瓷型芯浆料配比、配制方法和型芯性能见表 5.2-116。

3）制芯工艺 坯体成形工艺参数见表 5.2-117，型芯坯体经修整后装钵（见图 5.2-44），再经焙烧（见图 5.2-45），和强化制成陶瓷型芯。表 5.2-118 是常用低温强化剂的配方及固化处理，表 5.2-119 是高温强化工艺参数。

表 5.2-114 矿化剂成分及处理方法

矿化剂类型	成分（质量分数）/%	处 理 方 法
Al_2O_3-CaO-SiO_2 （以下简称 ACS，熔点：1 170℃）	Al_2O_3：14.7 CaO：23.24 SiO_2：62.07	把硅石粉、碳酸钙、工业氧化铝装入球磨机瓷罐内混磨 24 h 后，经 1 100℃焙烧，冷却破碎，过 260 号筛后备用
工业氧化铝 （YS/T 274—1994）	Al_2O_3：100	经 1 300℃焙烧 4 ~ 6 h，冷却后使用
锆砂（HB5349—1986）	$ZrO_2 \cdot SiO_2$：100	经 1 560℃焙烧 2 h，冷却后，破碎过 260 号筛后备用
硅 - 铝系矾土	Al_2O_3：62 ~ 64　$K_2O<0.5$ SiO_2：30 ~ 32　$Na_2O<0.5$ $Fe_2O_3<1.5$ $CaO<1.0$ $MgO<1.0$	经 1 350℃焙烧 2 h，冷却后，破碎过 260 号筛后备用
氧化钙	CaO：100	碳酸钙经 900 ~ 1 000℃焙烧，分解成氧化钙后使用

表 5.2-115 增塑剂配比（质量分数） %

石蜡	蜂蜡	聚乙烯	松香	硬脂酸
95	5	—	—	—
93	5	2	—	—
50	50	—	—	—
47	50	3	—	—
60	35	—	—	5
30	10	—	60	—
48	7	—	38	7

4）型芯脱除 常见脱芯方法为化学脱芯法，种类见表 5.2-120。脱芯槽和压力脱芯罐结构示意图见图 5.2-46，图 5.2-47。

5.5.3 传递成形陶瓷型芯

传递成形陶瓷型芯工艺流程见图 5.2-48。传递模成形芯料配比见表 5.2-121，型芯性能见表 5.2-122。

5.5.4 陶瓷型芯的新发展

（1）硅质陶瓷型芯的发展

全面正确认识析晶对硅质陶瓷型芯的有害和有利影响，掌握析晶的规律，改进配料和工艺，可使这类型芯的高温性能有较大幅度的提高。据介绍生产定向凝固用的硅质陶瓷型芯，可将 75 份熔融石英和 1 ~ 25 份碱金属化合物的矿化剂混合，再加其他材料，压制成芯；型芯在 1 000 ~ 1 300℃下烧成，此时应保证至少形成 35% 质量分数的方石英，然后冷至室温待用。使用前，型芯和型壳被预热到 1 300 ~ 1 600℃，后进行浇注，从而使型芯在浇注 10 ~ 30 min 的短时间内方石英质量分数可达到 60% ~ 85%，让型芯具有很好的高温稳定性。这样型芯在 1 550 ~ 1 600℃甚至 1 650℃保持 1 h 或更长时间可不破坏，尺寸稳定。据介绍美国熔模铸造用陶瓷型芯仍有 90% 多的硅质陶瓷型芯。

表 5.2-116 几种陶瓷型芯浆料配比、配制方法和型芯性能

配比（质量分数）/%		配 制 方 法	烧成温度/℃	性　能			
石英玻璃	矿化剂			烧成收缩/%	抗弯强度/MPa	热变形量（1 350℃，1 h）/mm	孔隙率/%
80	锆石粉：20	1）将粉料和矿化剂置于球磨机内混磨 2 h 以上取出烘干，使水的质量分数低于 0.3% 2）将质量分数 15% ~ 20% 的增塑剂加入带搅拌器的不锈钢容器内，加热至 85 ~ 90℃，并在搅拌的情况下加入粉料和质量分数为 0.5% ~ 1.0% 的油酸，继续搅拌 4 ~ 5 h即可用于制芯或浇成锭块备用	1 130	1.2	7.0	2.0	—
85	氧化铝：15		1 130	0.6	16.1	62	23
85	氧化铝：15 B_2O_3：0.4 （外加）		1 130	0.7	10.3	1.2	30
90	氧化铝：5 Cr_2O_3：5		1 130	0.4	12.0	1.0	21

表 5.2-117 石英玻璃陶瓷型芯坯体压注成形工艺参数

浆料压注温度/℃	压注压力/MPa	压型温度/℃	保压时间/s	脱模剂
80 ~ 120	2.7 ~ 4.0	30 ~ 50	10 ~ 30	硅油

图 5.2-44 型芯在匣钵内的放置示意图

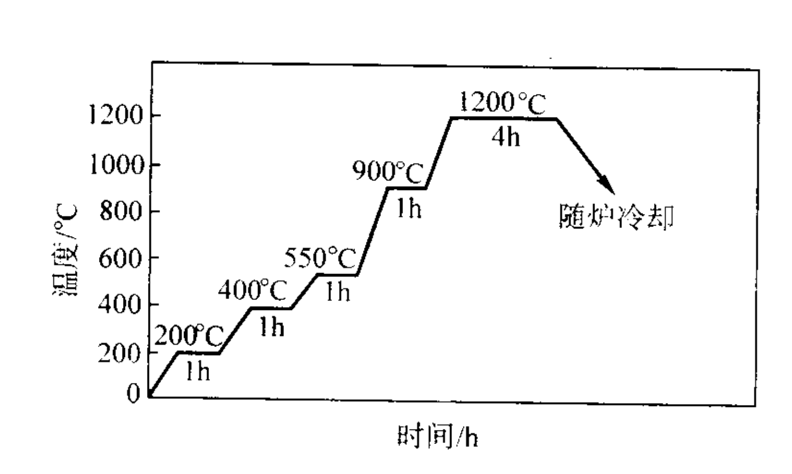


图 5.2-45 热压注硅质陶瓷型芯焙烧工艺规范

表 5.2-118 常用低温强化剂的配方及固化处理

酚醛树脂/g	酚醛醇溶清漆/g	乙醇/mL	六次甲基四胺/g	6101 环氧树脂/g	丙酮/mL	多乙烯多胺/mL	聚酰胺/g	固化处理
32	—	65	3	—	—	—	—	自干：4~6 h 烘干：120~180℃，30 min
—	53	43	4	—	—	—	—	
—	—	—	—	100	100	10	—	自干：24 h 烘干：150℃，30 min
—	—	—	—	50~60	100	—	40~50	

表 5.2-119 高温强化工艺参数

强化剂	强化工艺	自干时间/h	氨干时间/min
硅酸乙酯水解液	型芯浸入强化剂内至不冒气泡，取出自干或氨干	>2	40
硅溶胶		2~5	—

(2) 非硅质陶瓷型芯

为生产形状更复杂，工作温度更高的定向凝固型芯，研制了非硅质陶瓷型芯。如含氧化镁的氧化铝型芯、含氧化钇的氧化铝型芯、氧化钐基型芯、氧化铒基型芯、氮化硅型芯等。这些陶瓷型芯表面致密，内部均具有很高的孔隙率，内外有明显的密度梯度。为顺利脱芯使用热压处理工艺，常用的熔盐除 KOH、NaOH 外，还有 CaF_2 和 NaF 等混合熔盐。

表 5.2-120 热压注法陶瓷型芯常用脱芯方法

脱芯方法	脱芯材料	脱芯温度/℃	脱芯时间/h	优缺点和应用范围	清洗与中和
混合碱法	w（NaOH）35% + w（KOH）65%	400~500	0.5~1.0	腐蚀性大，脱芯速度较快，受设备限制，多用于小批量生产	1—热水冲洗 2—冷水冲洗 3—中和： w（HCl）25% + w（H_3PO_4）25% + w（水）50% 4—冷水冲洗 5—用酚酞溶液滴入检测应为中性
碱溶液	w（NaOH）30%~40%水溶液或 w（KOH）60%~70%水溶液	沸腾	3~6	腐蚀性较小，脱芯速度较慢，可用于大批量生产	
压力脱芯法	w（NaOH）30%~40%水溶液	压力 0.1~0.2 MPa	0.4~0.6	腐蚀性较小，脱芯速度较快，适合大批量生产，但需专门设备	
氢氟酸法	氢氟酸	室温	1~3	腐蚀性和毒性大，但无需专门设备，适合单件小批量生产	水冲洗

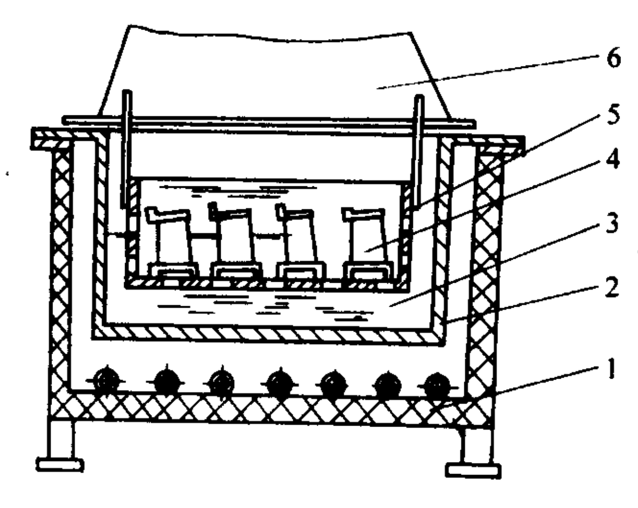


图 5.2-46 脱芯槽结构示意图

1—炉体；2—碱槽；3—碱液；4—铸件；5—铸件筐；6—抽风罩

1) 含氧化钇的氧化铝基陶瓷型芯 这是美国专利中介绍的一种陶瓷型芯。

① 型芯材料 氧化铝（刚玉）是基体材料，其 Al_2O_3 的质量分数大于99.5%，分别由 Norton-320 目和 Norton-38~900 目氧化铝（刚玉）组成，其粒度分布见表 5.2-123。或再加入其他细粉，最好 0.75~3 μm 的氧化铝粉至少有 1%。粗粒颗粒尺寸要足够大，在型芯烧结过程中仍保持有未反应的部分。

氧化钇为矿化剂，其 Y_2O_3 的质量分数为99.99%，平均粒度约 5 μm。

增塑剂黏结剂及表面活性剂组成见表 5.2-124。除烷烃基石蜡外，还加有强化湿强度的 Strahl & Pitsch 462 - C™ 石蜡，抗偏析剂 Dupont Elvax310™ 和分散剂油酸。

为抑制晶粒生长，加入晶粒生长抑制剂氧化镁，MgO 的质量分数 99.5%，平均颗粒尺寸为 0.75 μm。为使陶瓷型芯易溃散，尚需加入易溃散粉如活性石墨粉，它对陶瓷型芯的孔隙率是重要的。

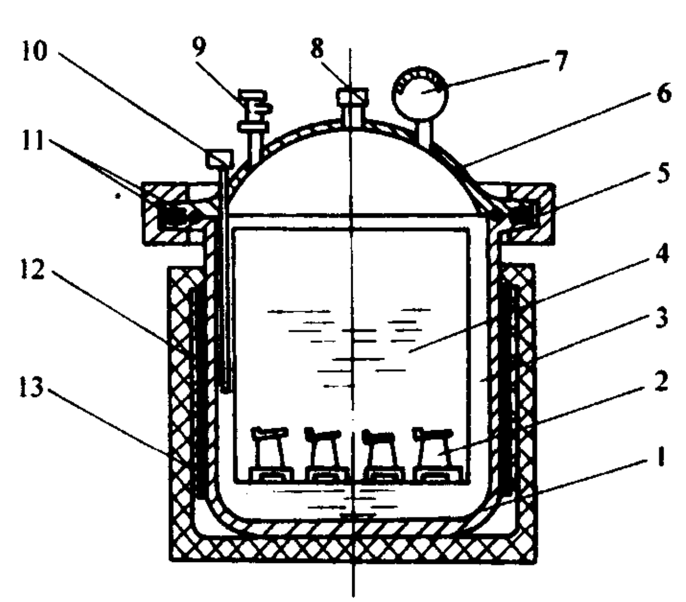


图 5.2-47 压力脱芯罐结构示意图

1—压力罐体；2—铸件；3—铸件筐；4—碱液；5—紧固环；6—盖；7—压力表；8—安全阀；9—放气阀；10—测温管；11—密封圈；12—发热体；13—隔热套

② 制芯工艺 先配制陶瓷浆料，按质量分数粉料 80%~86%、增塑剂 14%~20%。粉料（质量分数）：66%~95%为 Al_2O_3、1%~20%为 Y_2O_3、1%~5%为 MgO、剩余为碳质易溃散剂。而最好的配方（质量分数）是：85%的

Al_2O_3、7%的 Y_2O_3、2%的 MgO、1%的碳易溃散剂。将陶瓷粉料和增塑剂混合均匀，同时加热到 80～125℃范围内待用。

用 1.38～10.34 MPa 的压力将热浆料压射到压型中成形。压型是否加热取决于型芯的复杂程度。型芯固化后，就可将其从压型中取出放在型芯托的下托上。

型芯上面用石墨粉盖上进行预焙烧，此间石墨粉靠毛细管作用将型芯中的增塑剂吸出。预焙烧温度和时间取决于型芯截面的厚度，温度从 232～288℃，时间可持续 68 h。将预焙烧后的型芯上部石墨粉刷干净，盖上上托，让型芯密封在托中。以 60～120℃/h 的升温速度升温，在 1 600～1 700℃下烧结，烧结时间 48 h。

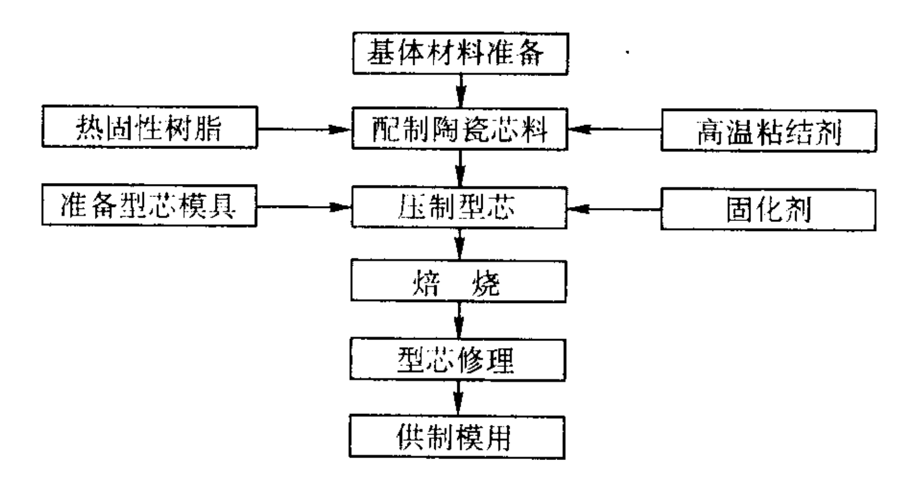


图 5.2-48　传递成形陶瓷型芯工艺流程图

表 5.2-121　两种传递模成形芯料配比（质量分数）　%

粉料							粘结剂		
石英玻璃（基体）		方石英	氧化锆		氧化铝		树脂	固化剂（苯酚或氧化镁）	润滑剂（硬脂酸钙）
70 号	325 号	80～325 号	70 号	325 号	120 号	325 号			
余	20	3	8.5	3	4.5	1.5	15.7	0.5	0.6
余		7.5	24		—				

表 5.2-122　国外两种传递模成形型芯性能
（英国 Doulton Co. 提供）

型芯代号	强度/MPa	初始强度/MPa	孔隙率/%	密度/g·cm^{-3}
Lc8	17.5	8.4	18	2.0
Lc10	19.6	9.4	20	2.05

表 5.2-123　氧化铝（刚玉）**颗粒分布**（质量分数）%

牌号＼颗粒尺寸/μm	0～5	5～10	10～20	20～30	30～40	40～50	>50
Norton－320	6		20	25	23	17	9
Norton－38～900	43	30	27				

表 5.2-124　增塑剂黏结剂及表面活性剂组成

组　成	Okerin 1856Q™ 烷烃基石蜡	Strahl & Pitsch 462－C™石蜡	Dupont Elvax 310™	油酸
（质量分数）/%	87.60	5.55	3.13	3.72

③ 型芯组织和性能　这种陶瓷型芯的微观结构特点是存在基本未起反应的 Al_2O_3 颗粒，它的表面为 $3Y_2O_3\cdot5Al_2O_3$ 多晶成分，还包含有 $MgAl_2O_4$。型芯性能：孔隙率 44%～49%、线收缩率 1.8%～2.2%、室温抗弯强度 17～34 MPa、体积密度 2.0～2.3g/cm^3、密度 3.95～4.10 g/cm^3、室温～1 500℃的线膨胀率 1.16%、室温弹性模量 31.0～39.6 MPa。这种型芯可用于生产含活泼金属的高温合金精铸件，工作温度 1 600℃。脱芯在加压容器中用标准苛性碱溶液处理，不到 60 h 即可脱芯。

④ 机理探讨　对氧化铝陶瓷型芯有很多性能要求，但其中重要的两点是要有高的强度和好的清理性。这是氧化铝陶瓷型芯的难点。

这里介绍的含氧化钇的氧化铝基陶瓷型芯的相组成是以未起反应的 Al_2O_3 为主，表面包裹着多晶成分 $3Y_2O_3\cdot5Al_2O_3$ 和 $MgAl_3O_4$。资料强调大多数 Al_2O_3 应不起反应，晶粒也不能长大，仅某些细 Al_2O_3 与 Y_2O_3 和 MgO 反应生成多晶成分。为此耐火材料氧化铝的粒度分布很重要，并使用了晶粒生长抑制剂。以确保得到上述相组成，达到高的型芯强度。

为使清理性好，好脱芯，就必须让型芯具有高的孔隙率，以便化学除芯时熔盐能从孔隙浸入型芯，较快的将型芯除去。为达到 44%～49%的高孔隙率，在陶瓷浆料中注意了增塑剂，并加入易溃散剂。

2）氧化铒基陶瓷型芯　它是美国专利中介绍的另一种陶瓷型芯。

① 型芯材料　按质量分数氧化铒约占陶瓷粉料的 15%～35%；第二种陶瓷粉料占 60%～80%。它们可为 Al_2O_3、SiO_2、Y_2O_3、ErO_2 中的一种。再加 0%～10%的易溃散剂和 10%～20%的增塑剂黏结剂。

Er_2O_3 最好用经煅烧或熔融的氧化铒粉，粒径小于 45 μm，如用表面积为 7 m^2/g 的超细颗粒氧化铒粉料，会有利于改善型芯的力学性能。第二种陶瓷粉料如 Al_2O_3，最好有粗、细两种，粒径为 320 目、380～900 目两种，见表 5.2-123。

增塑剂粘结剂及表面活性剂组成同表 5.2-124。易溃散如活性石墨粉。

② 制芯工艺　先将氧化铒和第二种陶瓷料和易溃散剂按比例进行机械混合，先干混 1 h，最后 15 min 是增强混合。然后按比例加入增塑剂黏结剂，适当升温让热塑性蜡熔融混合，或在真空下，在 121℃混合 2 h。

把热陶瓷浆料用 3.45～13.8 MPa 的压力压射到压型中成形。压型是否加热取决于型芯的复杂程度，复杂的型芯须加热压型。等浆料凝固后，打开压型取出型芯坯体放在型芯下托上。

将石墨粉盖上坯体，进行预焙烧，让石墨粉将型芯中增塑剂吸出。焙烧时间和温度取决于型芯截面厚度。如涡轮叶片厚度为 12.5 mm 时，取焙烧温度 260～315.5℃，时间 5 h。然后把上部石墨粉刷干净，盖上上托，使型芯在托中密封着，升温进行焙烧烧结。升温速度约 60～120℃/h，升到 1 650～1 670℃焙烧 1 h。

③ 型芯组织和性能　陶瓷型芯的微观组织是未起反应的 Al_2O_3 为主要相，它们由 $Er_2O_3-Al_2O_3$、Er_2O_3、$ErAlO_3$ 相连接起来，型芯的孔隙率达 45%～55%。

5.5.5　水溶型芯

水溶型芯能遇水溶解或溃散，脱芯方便。常用的有水溶石膏型芯、水溶陶瓷型芯。用于熔模铸造的水溶型芯，必须能承受脱蜡而不被破坏，目前解决这一问题的主要途径是在型芯表面涂一层抗水膜。另外还需选择合适的粘结剂和耐火

材料，使型芯能承受焙烧和浇注时的高温作用。

1）水溶石膏型芯　水溶石膏型芯是用石膏浆料灌注成形芯的，成形后在300℃下烘干2～3 h，再涂上防水膜，自然风干或在100℃下烘干后待用。表5.2-125是水溶石膏型芯浆料配比实例。900℃可视为水溶石膏型芯的极限使用温度。它适用于铝、锌等合金熔模铸件生产中。

2）水溶陶瓷型芯　水溶陶瓷型芯是以耐火材料为基体，水溶性盐为粘结剂，再加入增塑剂配成混合料，经捣实、挤压或压注成形芯坯体，后烘干并烧结，涂防水膜，烘干备用，见图5.2-49。表5.2-126为水溶陶瓷型芯常用的水溶性盐。表5.2-127～表5.2-129分别是捣实成形、压注成形和灌注成形水溶陶瓷型芯混合料配比。主要工艺参数：压注成形压射压力3.0～3.5 MPa；挤压成形挤压压力30 MPa；型芯坯体烘干温度200～250℃、时间0.5～2 h；型芯焙烧温度：铝合金型芯700℃、时间0.5～1.0 h，铜、铁、钢型芯900℃、时间0.5～2.0 h。

表5.2-125　水溶石膏型芯浆料配比实例　g

石膏混合料			硫酸镁	水
石膏	硅石粉200～270号筛	滑石粉		
60～85（β半水石膏）	10～30	5～10	16～25	50～80
70（以α半水石膏为主的模型石膏）			30	35
78（以α半水石膏为主的铸型石膏）			20	30

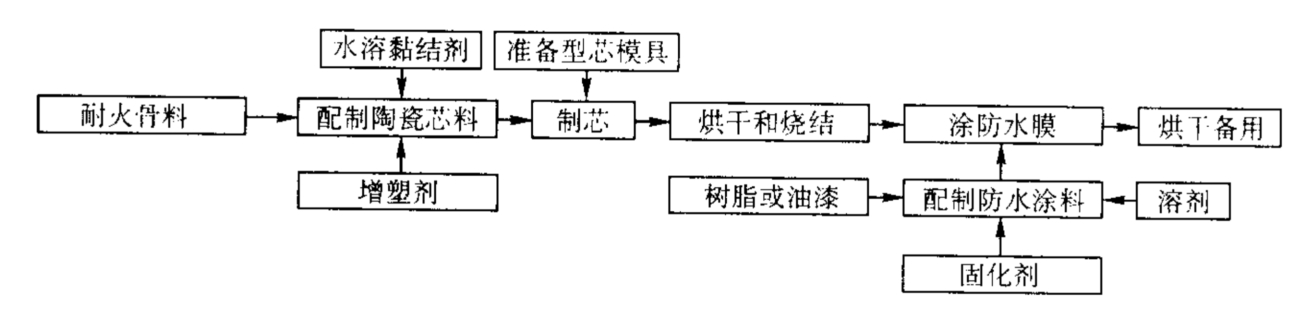


图5.2-49　水溶性陶瓷型芯制芯工艺流程图

表5.2-126　水溶陶瓷型芯常用的水溶性盐

名称	熔点/℃	使用温度/℃	应用范围
碳酸钙	891	700	铝合金
食盐	804	700	铝合金
磷酸钠	1 583	1 400	铜合金
磷酸钾	1 640	1 400	铜合金
氢氧化钡	—	1 500	钢、铁
铝酸钾	1 650	1 600	钢、铁

表5.2-127　捣实成形水溶陶瓷型芯混合料配比　g

耐火材料	水溶性盐						水（外加）
电熔刚玉（粒度:120号筛）	碳酸钾	磷酸钾	磷酸钠	氢氧化钡	铝酸钾	多元醇（如丙三醇、乙二醇等）	
92	8	—	—	—	—	—	6.4
90	—	10	—	—	—	—	12
90	—	—	8	—	2	—	8
91	—	—	—	7.5	—	1.5	8
92	—	—	—	7	1	—	8

表5.2-128　压注成形水溶陶瓷型芯混合料配比　g

电熔刚玉（粒度:120号筛）	食盐	增塑剂：粗制聚乙二醇
7～14	60～70	24～28

表5.2-129　灌浆成形水溶陶瓷型芯混合料配比　g

电熔刚玉（粒度:120号筛）	水溶性盐		水（外加）
	磷酸钠 $Na_3PO_4 \cdot 12H_2O$	氢氧化钡 $Ba(OH)_2 \cdot 18H_2O$	
90	10	—	40
80	—	20	50

3）防水膜　型芯在脱蜡时受蒸汽浸蚀严重，故需要在表面涂防水涂层。防水涂料粘度应合适，既能渗入型芯表面一定深度（约2 mm），又能在其表面形成适当厚度（约50 μm）的薄膜。表5.2-130是几种防水涂料的成分和成膜方法。

表5.2-130　是几种防水涂料的成分和成膜方法

树脂或油漆			固化剂			溶剂		成膜方法
醇酸清漆/mL	酚醛树脂/g	6101环氧树脂/g	六次甲基四胺/g	多乙烯多胺/mL	聚酰胺/g	二甲苯/mL	丙酮/mL	
95	—	—	—	—	—	5	—	自然风干
—	—	50	—	—	50	—	75	自然风干而后100℃保温60 min
—	—	100	—	10	—	—	75	
—	32	—	3	—	—	—	50	

6　合金浇注

6.1　常用浇注方法（表5.2-131）

6.1.1　重力浇注

重力浇注方法分类和特点见表5.2-132，为保证铸件质量应控制好浇注温度和型壳温度，表5.2-133～表5.2-138是各种合金的浇注温度与型壳温度。

6.1.2　真空吸铸（CLA法）

真空吸铸（CLA法）工艺过程示意图见图5.2-51。它是将型壳置于密封室内，抽真空使型壳内造成一定的负压。在压力差作用下，把合金液吸入型腔成形。当铸件内浇道凝固

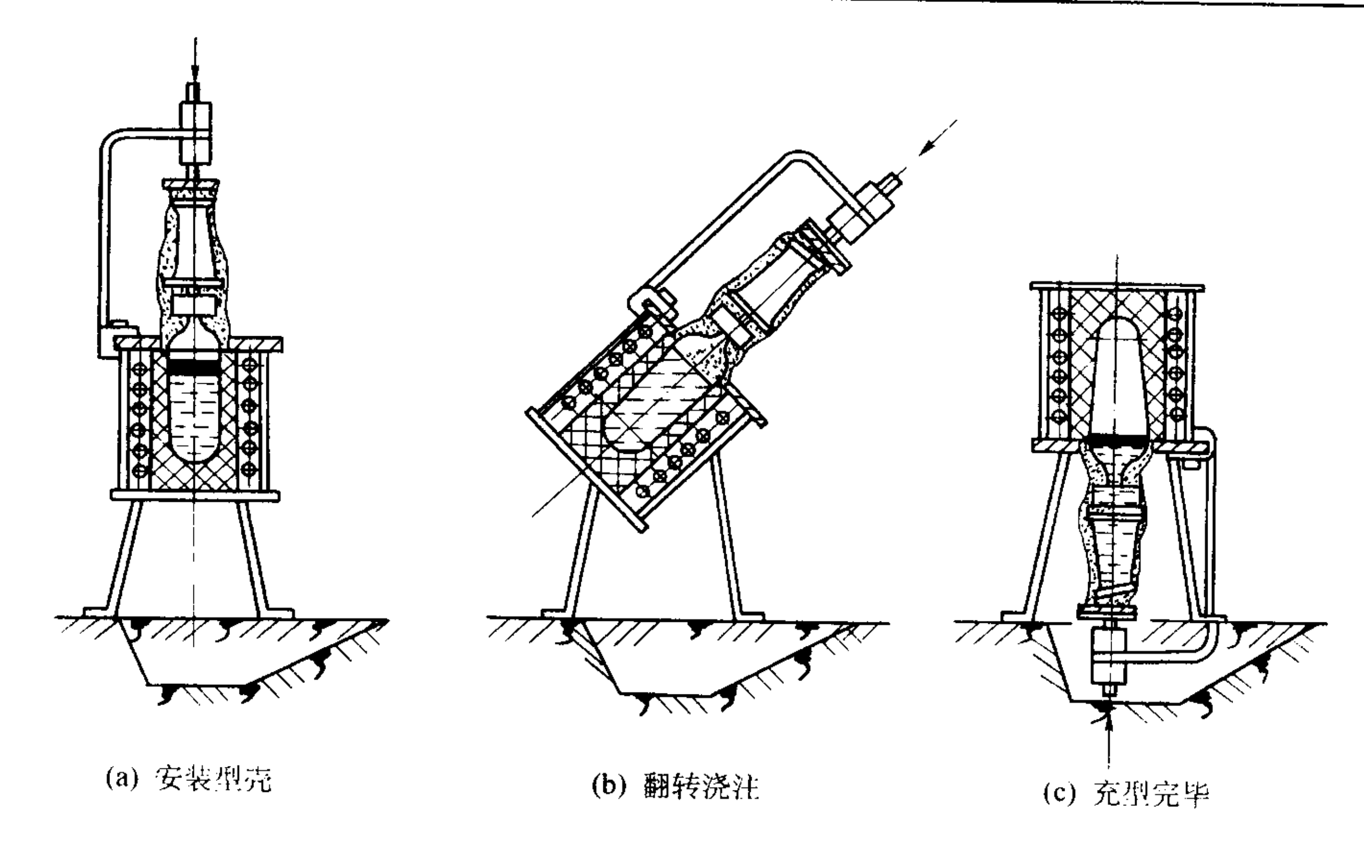
后，去除真空，令直浇道内未凝固的合金液流回熔池中。该法提高了合金液的充型能力，铸件最小壁厚可达 0.2 mm，同时减少气孔，夹渣等缺陷，提高铸件的工艺出品率。图 5.2-52 是真空吸铸机示意图。真空吸铸的工艺特点决定它的型壳必须有足够强度和透气性；其次要合理控制凝固时间在铸件内浇道凝固时，直浇道应不凝；第三型壳和吸铸室间要有良好的密封。表 5.2-139 列出了不同类型型壳允许的最大吸铸压力。

表 5.2-131 熔模铸造常用浇注法和适用范围

浇注方法	适用范围
重力浇注	是熔模铸造中运用最广泛的浇注方法，适用于各种合金，只要合金液充型不成问题应尽量选用这种方法
真空吸铸	适用于薄而精细的小型精铸件，铸钢（含不锈钢）件更宜
离心浇注	难成形的铸件，特别适合质量要求高、采用真空熔铸的钛合金，高温合金和不锈钢等精铸件
调压浇注	主要用于质量要求高的薄壁铝合金熔模和石膏型精铸件
低压浇注	难成形的熔模铸件，以铝合金精铸件为主

表 5.2-132 熔模铸造常用重力浇注方法的特点和适用范围

浇注方法	特点和应用范围
用浇包转注	钢液从炉中倒入浇包，再由浇包浇入型壳。转注过程中钢液热损失大，降温快，钢液氧化较严重，铸件中容易产生夹渣。但操作方便，对铸件大小和型壳质量没有特殊要求，这是实际生产中最常用的浇注方法
从熔炉直接浇注	将型壳浇口杯对准炉嘴，倾动熔炉，使钢液从炉嘴直接浇入型壳。减少转注过程钢液的氧化和热损失，钢液降温少，铸件夹渣少，但要求型壳质量稳定并具有较高的高温强度，常用于质量要求高的小型不锈钢精铸件
翻转浇注	预先将型壳倒扣在坩埚口上，在将熔炉炉体缓慢匀速翻转使钢液注入型壳中（见图 5.2-50）此时钢液基本上不氧化也不降温且流动平稳。但此法需要专门设备。常用于质量要求高又含铝、钛、铌等易氧化元素的小型不锈钢和部分高温合金铸件



(a) 安装型壳　(b) 翻转浇注　(c) 充型完毕

图 5.2-50 翻转浇注示意图

表 5.2-133 碳钢精铸件浇注温度与型壳温度

铸件结构特点	型壳温度/℃	浇注温度/℃
小件（<0.5 kg），壁厚<5 mm	>700	1 550 ~ 1 580
中等件（0.5 ~ 2.5 kg），壁厚 5 ~ 10 mm	600 ~ 700	1 520 ~ 1 550
大件（>2.5 kg），壁厚>10 mm	<500	1 480 ~ 1 520

表 5.2-134 典型铸钢的浇注温度

合金牌号（碳钢）	浇注温度/℃	合金牌号（合金钢）	浇注温度/℃	合金牌号（不锈钢）	浇注温度/℃
ZG230 ~ 450	1 550 ~ 1 580	ZG35CrMnSi	1 550 ~ 1 580	ZGCr17Ni3	1 570 ~ 1 580
ZG270 ~ 500	1 540 ~ 1 570	ZG27CrMnSiNi	1 560 ~ 1 590	ZGCr25Ni20	1 570 ~ 1 580
ZG310 ~ 570	1 530 ~ 1 570	ZG16CrMnTi	1 590 ~ 1 610	ZG1Cr18Ni9Ti	1 570 ~ 1 630

表 5.2-135 高温合金母合金的浇注温度

合金牌号	浇注温度/℃	合金牌号	浇注温度/℃	合金牌号	浇注温度/℃
K417	1 390 ~ 1 410	K412	1 550 ~ 1 650	K438	1 440 ~ 1 480
K403	1 390 ~ 1 410	K409	1 420 ~ 1 430	K417G	1 440 ~ 1 480
K17F	1 410 ~ 1 550	K640	1 450 ~ 1 490		

表 5.2-136 典型高温合金的重熔浇注工艺参数

合金牌号	真空度/Pa	精炼温度/℃	精炼时间/min	浇注温度/℃
K403	0.65	≈1 580	3	1 440 ~ 1 460
K406	1.95	1 560 ~ 1 590	3	1 410 ~ 1 430
K417	1.33	≈1 550	1 ~ 2	1 390 ~ 1 410
K418	1.33	1 520 ~ 1 540	3	1 430 ~ 1 450
K214	1.33	≈1 560	3	1 480 ~ 1 500

表 5.2-137　铝、铜合金的浇注温度

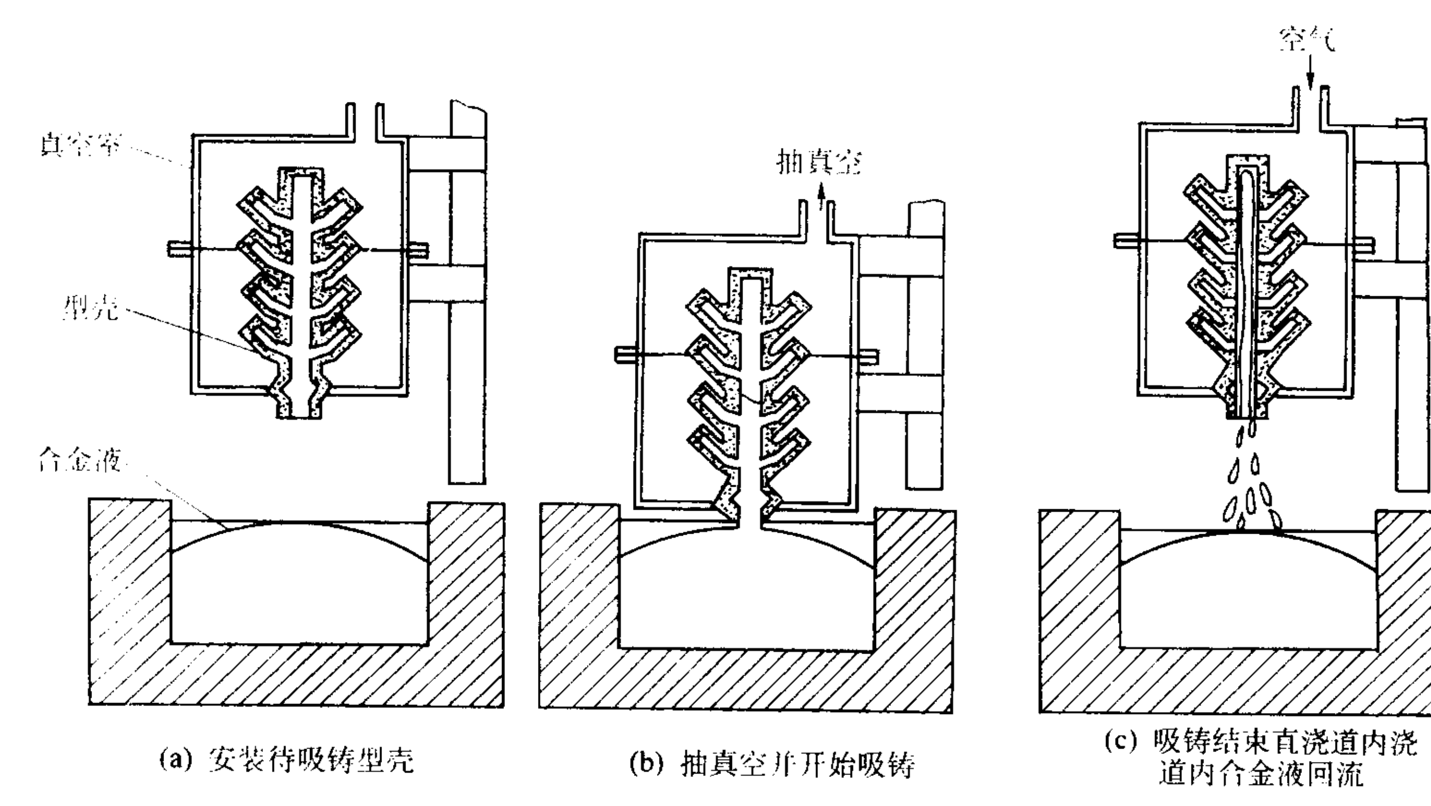
合金牌号	浇注温度/℃	合金牌号	浇注温度/℃	合金牌号	浇注温度/℃
ZL101	690 ~ 740	ZL401	680 ~ 750	ZCuBe0.6Ni2	1 140 ~ 1 200
ZL102	690 ~ 760	ZCuSn3Zn8Pb6Ni1	1 150 ~ 1 230	ZCuBe2	1 010 ~ 1 120
ZL104	700 ~ 760	ZCuSn3Zn11Pb4	1 100 ~ 1 200	ZCuSi3Mn1	1 080 ~ 1 150
ZL105	700 ~ 750	ZCuSn5Pb5Zn5	1 100 ~ 1 200	ZCuZn16Si4	980 ~ 1 080
ZL201A	700 ~ 750	ZCuSn10Pb1	980 ~ 1 090	ZCuZn38	980 ~ 1 100
ZL203	700 ~ 750	ZCuSn10Zn2	1 120 ~ 1 200	ZCuZn33Pb2	1 010 ~ 1 120
ZL205A	700 ~ 750	ZCuSn10Pb5	1 120 ~ 1 200	ZCuZn40Pb2	980 ~ 1 060
ZL301	680 ~ 720	ZCuAl9Mn2	1 120 ~ 1 180	ZCuZn40Mn2	980 ~ 1 060
ZL303	680 ~ 740	ZCuAl10 Fe3	1 100 ~ 1 200	纯铜	1 150 ~ 1 230

6.1.3　调压浇注

在真空中一定压差下将合金液吸入型腔，充型压差为 0.01 ~ 0.02 MPa。随后保持压差并增大压力至 0.5 ~ 0.6 MPa，令铸件在压力下结晶。调压铸造的工艺原理见图 5.2-53，浇注铝合金时浇注温度 680 ~ 700℃，型壳温度 200 ~ 300℃，浇注工艺曲线见图 5.2-54。

表 5.2-138　各种合金浇注时型壳温度

合金种类	型壳温度/℃
铸铝	300 ~ 500
铸铜	500 ~ 700
铸钢	700 ~ 900
高温合金	800 ~ 1 050



(a) 安装待吸铸型壳　(b) 抽真空并开始吸铸　(c) 吸铸结束直浇道内浇道内合金液回流

图 5.2-51　真空吸铸工艺过程示意图

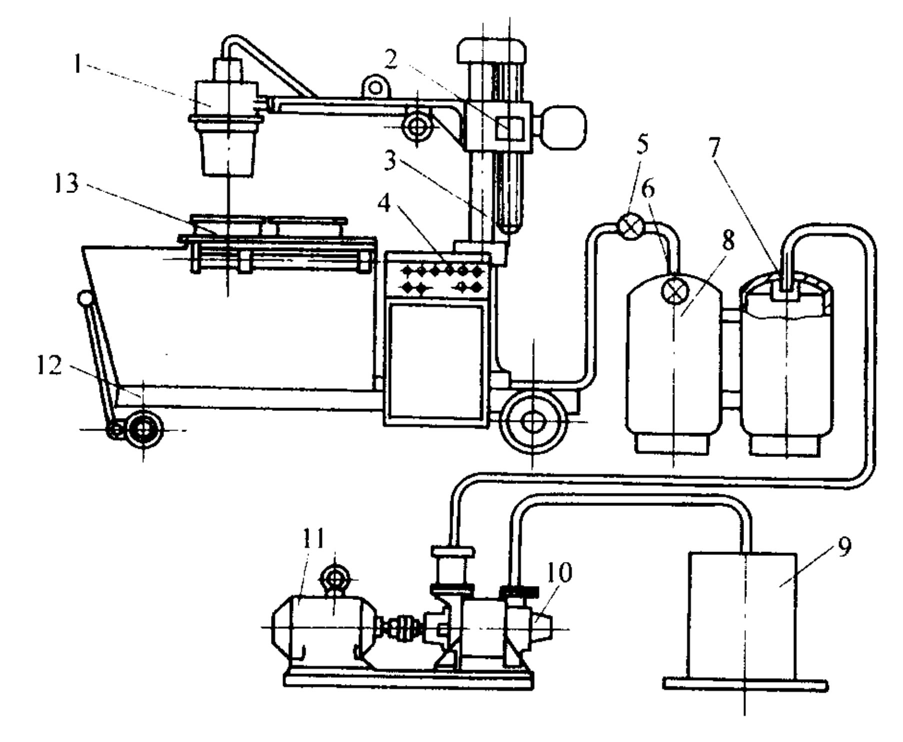


图 5.2-52　真空吸铸机示意图

1—吸铸室；2—升降机构；3—旋转机构；4—电控柜；5—节流阀；6—旋塞阀；7—空气滤清器；8—储压罐；9—气水分离器；10—真空泵；11—电动机；12—小车；13—工作台

表 5.2-139　各种型壳允许的最大吸铸压力

型壳种类		允许吸铸压力/kPa
硅酸乙酯	硅砂	< 33.3
	电熔刚玉	< 53.3
	煤矸石	< 60
硅溶胶	硅砂	< 60
	电熔刚玉	< 101
	铝矾土	< 101
水玻璃	硅砂	< 33.3

6.1.4　低压铸造

一般的熔模铸造型壳难以承受低压铸造时的保压压力，所以必须使用实体熔模铸型，即将型壳填砂造型或湿法造型，或用熔模陶瓷型；熔模石膏型等来进行低压浇注。该法充型性好，铸件疏松较少。表 5.2-140 为典型熔模铸型低压浇注工艺参数。图 5.2-55 为低压铸造原理示意图。

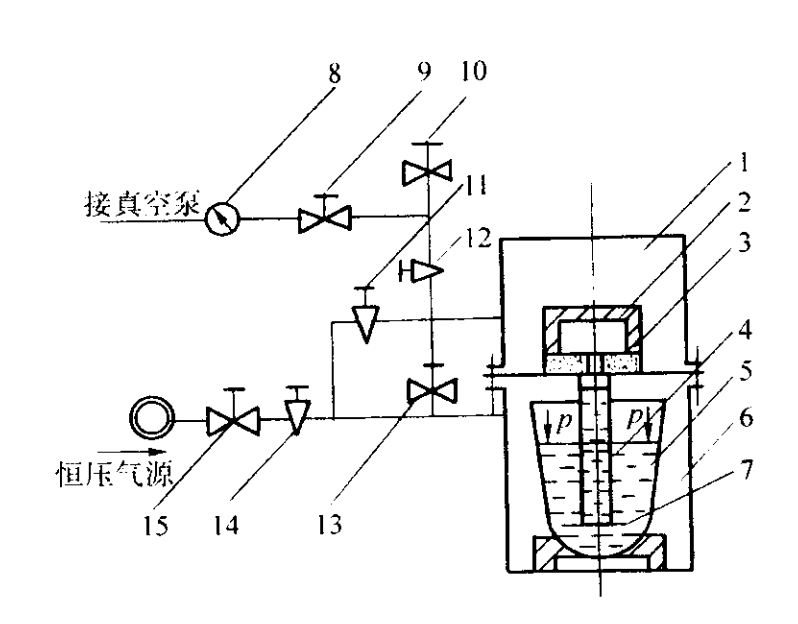


图 5.2-53 调压浇注的工艺原理图
1—上密封室；2—铸型；3—中隔板；4—升液管；5—坩埚；6—下密封室；7—铝液；8、9、12、14—截止阀；10、11、13—针形流量调节阀；15—恒压气源

6.1.5 离心浇注

将合金液浇入旋转着的铸型中，让合金液在离心力作用下充型并凝固的浇注方法称离心浇注。熔模铸造尤其是在真空条件下生产薄壁件如钛合金高尔夫球棒头，或生产导风轮、涡轮、航空发动机机匣等环形复杂件时，为提高合金液的充型能力和铸件的致密度，常采用离心浇注法。常用的离心机为立式的，图 5.2-56 为离心浇注机示意图，转速常为 100～500 r/min。

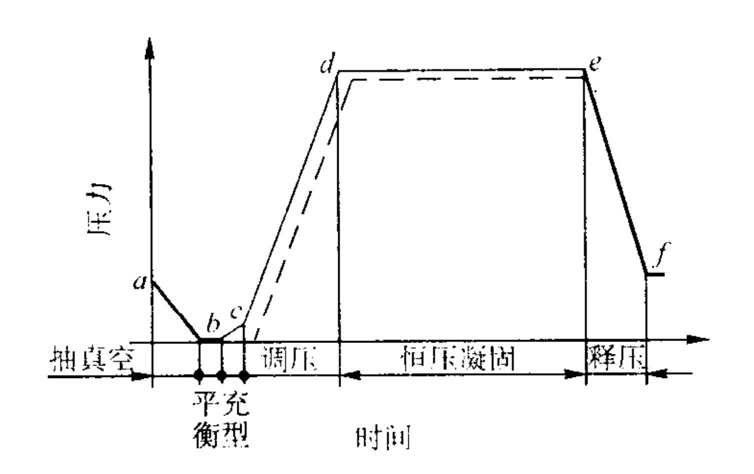


图 5.2-54 铝合金调压浇注的浇注工艺曲线
粗实线—上下密封室处同一压力下；
细实线—下密封室的压力；虚线—上密封室的压力

表 5.2-140 增压器叶轮低压浇注工艺参数

合金种类	铸型工艺	铸型温度/℃	浇注温度/℃	充型压力/MPa	充型时间/s	保压压力/MPa	保压时间/min
碳钢或合金钢	2～3 层型壳加陶瓷型造型	室温	1 560～1 580	0.04～0.05	—	0.08～0.12	2～3
铸铝 ZL201	硅酸乙酯刚玉型壳加填砂造型	160～200	720～740	0.02	6.5～7.5	0.07～0.08	4.5～5.0

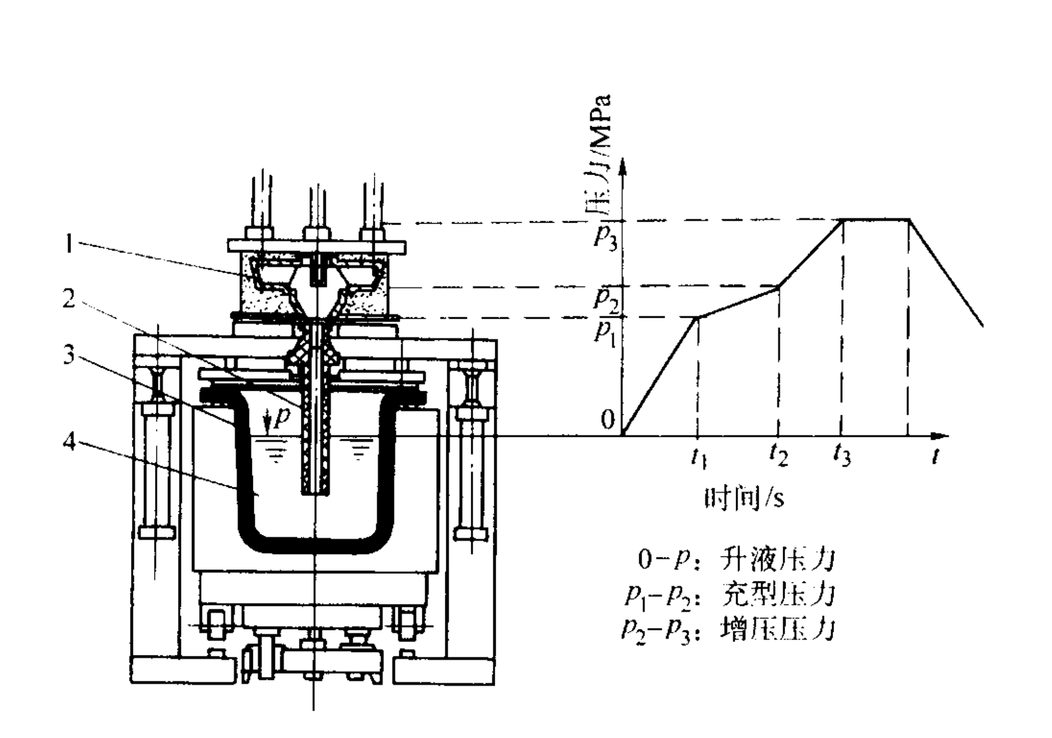


图 5.2-55 低压浇注原理示意图
1—型壳；2—升液管；3—坩埚；4—铝液

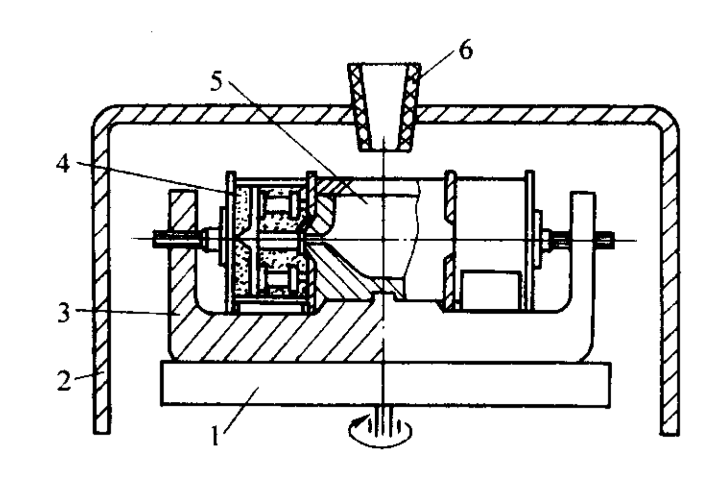


图 5.2-56 离心浇注机示意图
1—离心转台；2—外罩；3—铸型固定架；4—铸型；5—金属承接器；6—浇杯

6.2 过滤净化技术

为得到高纯净度的铸件，过滤净化技术已应用到熔模铸造生产中。

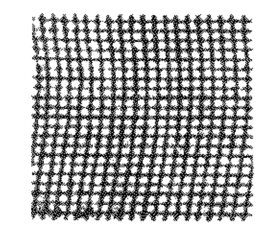
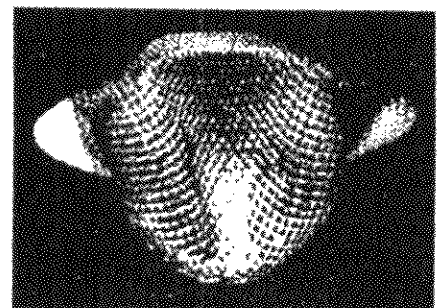
6.2.1 过滤网（器）的种类（见表 5.2-141）

表 5.2-141 熔模铸造中常用的过滤网（器）

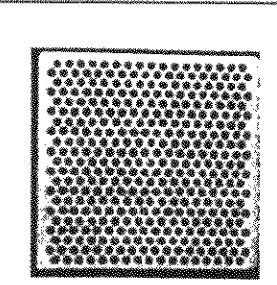
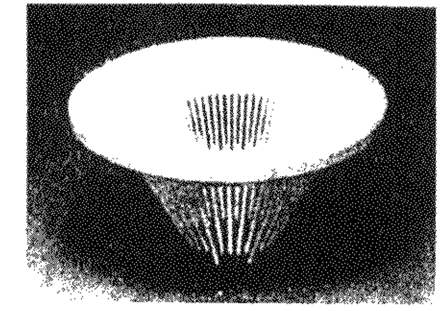
过滤器种类		制作要点	特 点	应用范围
陶瓷纤维编织滤网（见图 5.2-57a）	片状	将陶瓷纤维（如玻璃纤维等）编织成的网渗入热固性树脂，再经加热固化而成	制作方法简便，但由于对夹杂物的吸附作用不明显，故过滤效果略差些	一般要求的各种合金熔模铸件
	帽式		直接放在型壳浇口杯上，使用很方便	

续表 5.2-141

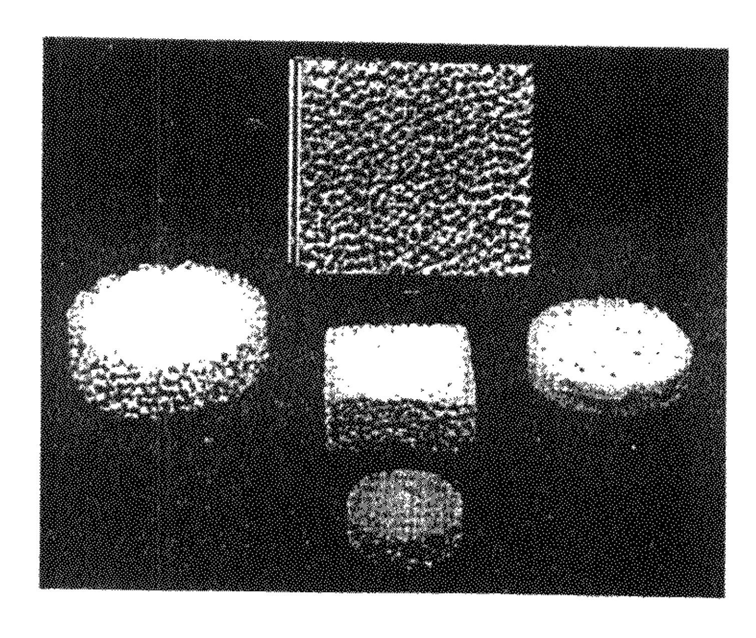
过滤器种类		制作要点	特　点	应用范围
陶瓷过滤器（见图5.2-57b）	块状	由可塑的陶瓷坯料挤压成形再经高温烧结制成	制作方法较简便，过滤效果介于其他两种之间	熔点较高的一般铸件
	杯形		直接放在型壳浇口杯上，使用很方便	质量要求高的熔模铸件
泡沫陶瓷过滤器（见图5.2-57c）		用海绵或有机泡沫材料（如聚氨酯泡沫塑料），在陶瓷浆料中浸泡、挤压，吸入陶瓷浆料后经烘干、烧结制成	制作技术要求较高，价格较贵，但由于滤孔通道迂回曲折且过滤器内表面积大，对夹杂物有很强的吸附作用，故过滤效果最好	各类合金铸件，尤其适用于质量要求高的高温合金和其他合金铸件

(a) 陶瓷纤维编织网

(b) 陶瓷过滤器



(c) 泡沫陶瓷过滤器

图 5.2-57　熔模铸造中常用的过滤网（器）

6.2.2　过滤网（器）的技术要求

过滤网（器）是通过过滤去除合金液中的各种非金属夹杂物。它除必须具有较高的耐火度、足够的强度及良好的化学稳定性，较小的发气性外，对其滤孔尺寸、孔隙率、过滤器厚度等也有要求，滤孔尺寸多为2~18孔/cm，又以10孔/cm左右应用最普遍，其厚度多为20~40 mm。表5.2-142为国产典型过滤网的规格，表5.2-143为典型泡沫陶瓷过滤器的规格。

表 5.2-142　国产典型过滤网的规格

过滤网性能	1型	2型	3型	4型	5型
过滤合金种类	钢	普通铸铁	球墨铸铁	铜合金	铝合金
工作温度/℃	1 600	1 450	1 450	1 200	850
持续工作时间/min	4	10	10	10	10

续表 5.2-142

过滤网性能	1型	2型	3型	4型	5型
常温抗拉强度/N·（4根）$^{-1}$	100	80	80	60	60
孔眼尺寸（长/mm）×（宽/mm）	1.6×1.6 2.5×2.5	1.6×1.6 2.0×2.0 2.5×2.5	2.0×2.0 2.5×2.5	1.0×1.0 1.2×1.2 1.6×1.6	1.0×1.0 1.2×1.2 1.6×1.6
发气量/cm^3·g^{-1}	<60	<60	<60	<60	<60
过滤网外形尺寸规格①（长/mm）×（宽/mm）	50×50、100×100、150×150				

① 也可按用户要求加工。

表 5.2-143　典型泡沫陶瓷过滤器的规格

过滤网性能	1型	2型	3型
耐火骨料	氧化铝、莫来石、堇青石、碳化硅等	—	氧化铝、堇青石
工作温度/℃	1 200~1 500	1 760	1 600
孔眼尺寸/孔数·cm^{-1}	3.2、6、10、18、28	4、6、8	2.4、5.2、8、10、12
孔隙率/%	70~90	75~82	80~90
透气率/cm^2	400~8 000	—	—
常温抗压强度/MPa	1~4（抗弯强度）	2~3	1~2
过滤网外形尺寸规格①（长/mm）×（宽/mm）×（厚/mm）	<500×500×80	<120×120×22	<600×600×60

① 也可按用户要求加工。

6.2.3　过滤网（器）的使用

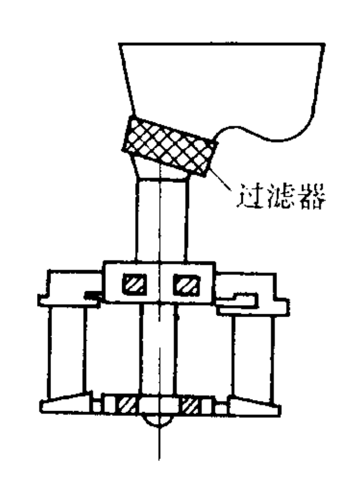
熔模铸造中过滤网（器）既可安置在浇口杯处（见图5.2-58a），也可放置在直浇道、横浇道或内浇道内（见图5.2-58b~d）。从铸件净化效果考虑，过滤网（器）以安放在内浇道内靠近铸件处最佳。图5.2-59为安装陶瓷过滤器的方法。

设置过滤网（器）后，会增加合金液在浇注系统中流动的阻力，降低浇注速度。甚至会发生"喳流"现象。使铸件产生冷隔，浇不到等缺陷的可能性增大，为此应加大安放过滤网（器）处浇道截面积。放纤维过滤网时，此处截面积可参照式（5.2-12）计算。

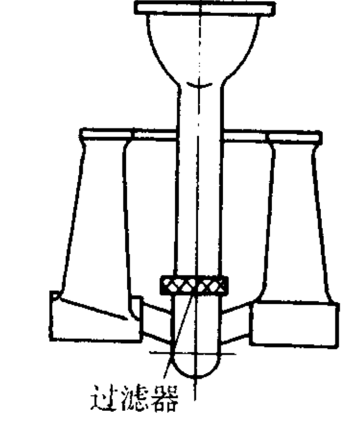
$$A_1 = Af/\eta \tag{5.2-12}$$

式中，A_1 为放过滤网处浇道截面积，cm^2；A 为原浇道截面积，cm^2；f 为孔隙率，%，通常 $f = 50\% \sim 55\%$；η 为过滤效率，%，通常 $\eta = 70\% \sim 80\%$。

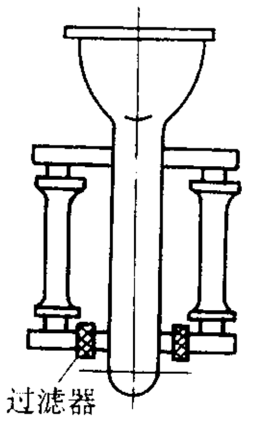
设置泡沫陶瓷过滤器时，可参照图 5.2-60，以保持该处金属液流过的有效截面积。



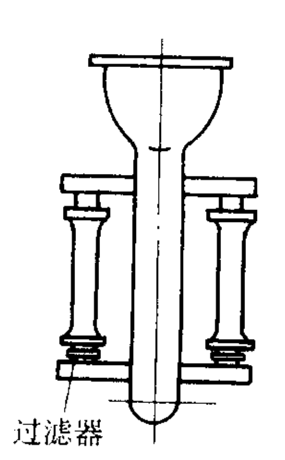
(a) 安放在浇口杯中



(b) 安放在直浇道中

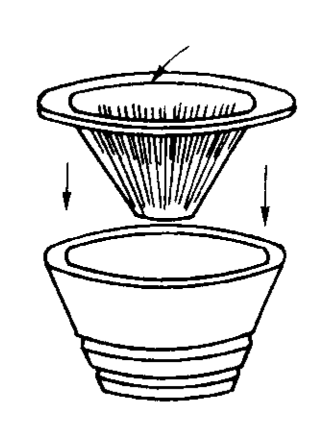


(c) 安放在横浇道中

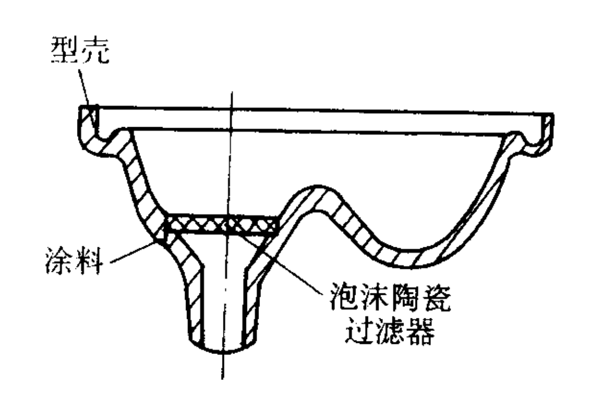


(d) 安放在内浇道中

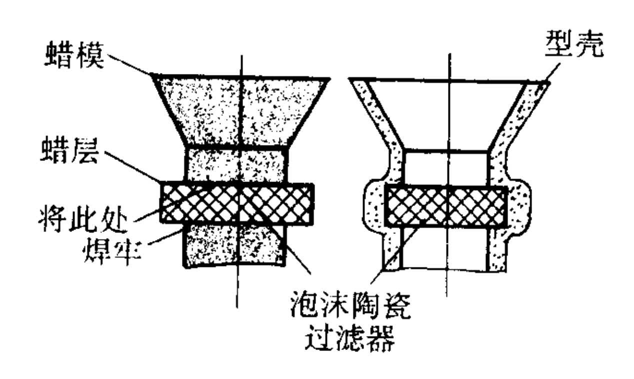
图 5.2-58 过滤网（器）在模组中安放位置



(a) 安放杯形过滤器



(b) 安放在浇口杯下方



(b) 安放在浇道中

图 5.2-59 安装陶瓷过滤器的方法

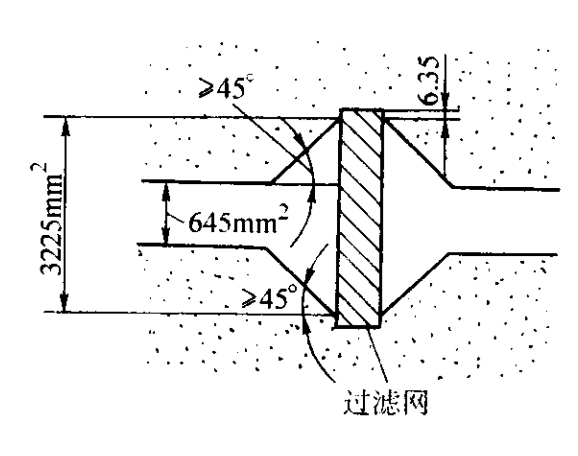


图 5.2-60 安装泡沫陶瓷过滤网（器）的浇道有效截面积实例

7 清理及精整

7.1 清理

熔模铸件清理是要去除铸件组上的型壳、切除浇冒口、磨去浇冒口余根，清除铸件粘砂、氧化皮、毛刺等。常用的清理工艺方法见表 5.2-144。

表 5.2-144 铸件常用的清理工艺方法

目的	工艺方法	目的	工艺方法
脱除型壳	振动脱壳	磨除铸件上的浇冒口余根	砂轮机磨削
	电液压清砂		砂带磨床磨削
	高压水力清砂	清除铸件表面和内腔的粘砂和氧化皮	抛丸清理
切除浇冒口和工艺肋	砂轮切割		喷砂清理
	压力切割或手工敲击		化学清砂
	气割		电化学清砂
	锯床切割	清除铸件表面毛刺、铸瘤	风动磨头磨光
	碳弧气刨切割		风动异形旋转锉切割
	阳极切割		
	等离子切割		

7.1.1 清除型壳

1）振动脱壳 振动脱壳设备投资小，生产效率高，使用普遍。图 5.2-61 为国内普遍使用的一种振壳机示意图。但振动脱壳噪声和粉尘大，需配备除尘和消声设备。另外，铸件上窄槽、小孔和不通孔内的型壳不易脱除，须辅以钻孔、碱煮等方法才能消除。

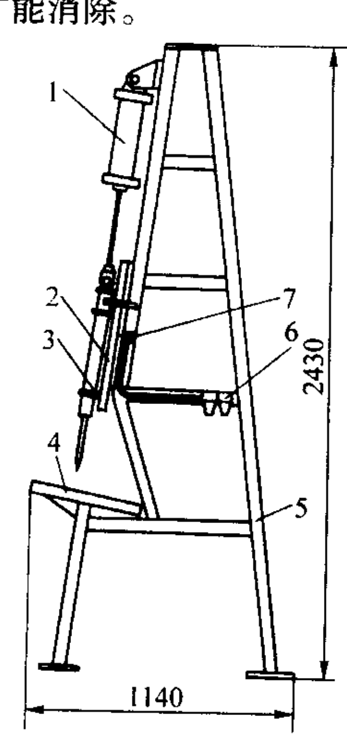


图 5.2-61 MZK 0.63 型振壳机示意图

1—气缸；2—滑板；3—风镐；4—工作台；5—机架；6—三连体；7—手动开关

2）电液压清砂 图5.2-62是用于熔模精铸件的3651型电液压清砂设备。它是利用置于水中的电极产生高压大电流脉冲放电，形成强大的水压冲击波，由于铸件与型壳的弹性模量、自振频率不同，从而使型壳与铸件分离。电液压清砂消除了清砂过程的粉尘，可实现机械化和遥控作业，清砂效果好，作业中产生的噪声、臭氧、一氧化氮和电池波均能在设备中得到安全防护。但对薄壁复杂件易造成变形等问题，设备一次投资大。

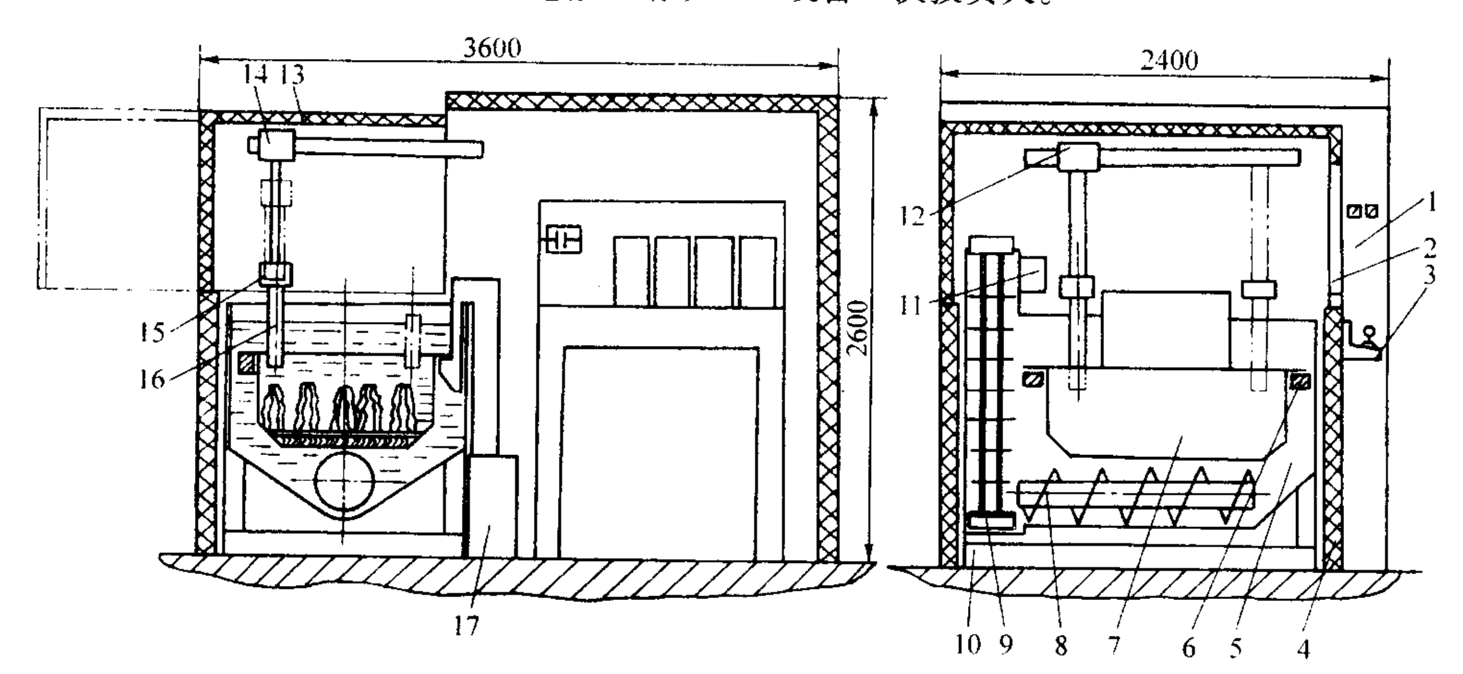


图5.2-62 3651型电液压清砂设备

1—电气控制柜；2—监视窗；3—操纵台；4—隔声罩；5—工作水槽；6—台车；7—铸件筐；8—螺旋输送器；9—刮板传送器；10—框架；11—转动电动机；12—电极横向移动装置；13—可移动式外罩；14—电极纵向移动装置；15—电极上下移动装置；16—电极；17—提升装置

3）水力清砂 水力清砂不损坏铸件、生产效率高、清理效果好、劳动条件好并经济，该清砂在熔模铸造中逐渐被广泛应用。特别是铝合金铸件，水力清砂已成为清砂的首选方法。据介绍铝合金铸件水压8～10 MPa，铸钢件需20～40 MPa或更高。图5.2-63是SQJ－10型水力清砂机结构示意图。

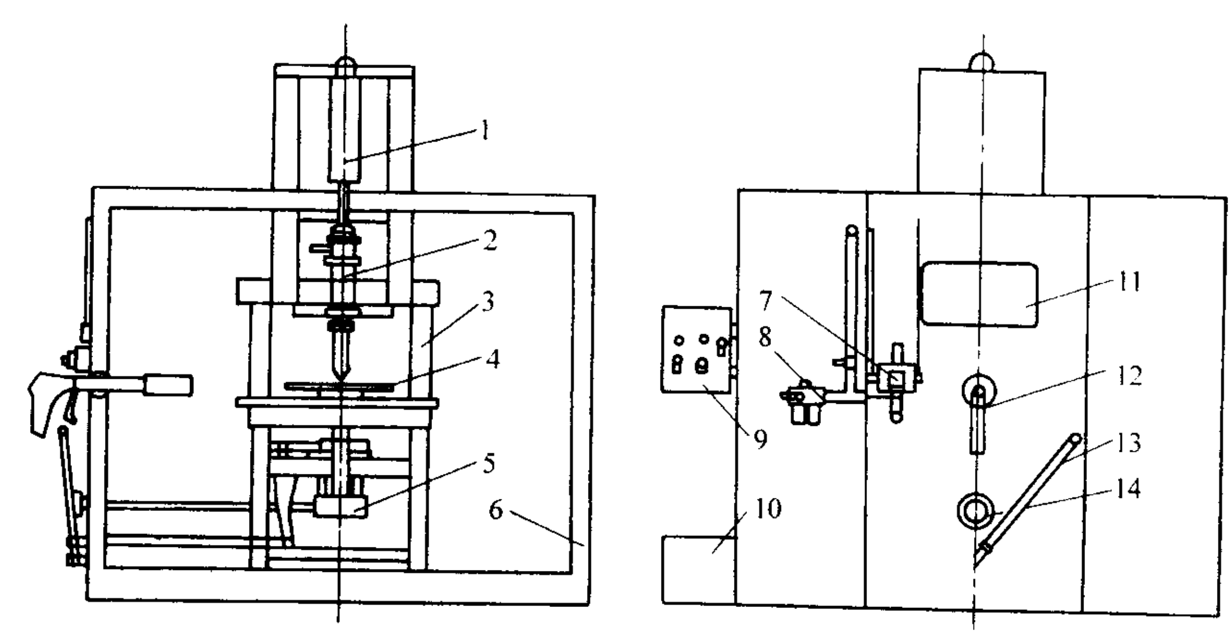


图5.2-63 SQJ－10型水力清砂机结构示意图

1—气缸；2—气镐；3—气镐支架；4—转盘工作台；5—减速器；6—箱体；7—气动开关；8—接头；9—电控箱；10—高压水泵；11—视窗；12—高压水枪；13—升降杆；14—转盘手轮

7.1.2 切割浇冒口（见表5.2-145）

表5.2-145 常用切割浇冒口的方法与特点

切割方法	主要设备	工艺特点	适用范围
砂轮切割	通用或专用的砂轮切割机（见图5.2-64）	切口平整，切割效率高，但噪声大，需配制除尘和防护装置	适用于合金钢、碳钢、高温合金、钛合金的中小铸件的浇冒口切割
气割	乙炔发生器、氧气瓶、调压阀及割具	切割效率高，使用灵活、便于切割结构复杂的浇注系统和厚大断面，但切口不平整、浇道余根较长、切口处硬度增高	适用于碳钢、低合金钢
压力、冲击切割	装有专用环形刀片的单柱液压机或冲剪机，手工操作时可用铜或铝合金手锤	切割效率高，切口一致、但内浇道上必须有缩颈	适用于能采用易割缩颈内浇道的小型熔模铸件

续表 5.2-145

切割方法	主要设备	工艺特点	适用范围
锯切	带锯机、圆盘锯床或弓锯床	切口平整，锯切硬度不高的金属时效率高、劳动条件好	主要用于铝合金、铜合金铸件浇冒口的切除
气刨切割	碳弧气刨切割机和压缩空气源	能切割难熔复杂的厚大浇冒口，切割速度快，切口较平整，但切口处硬度增高或易产生裂纹	主要用于合金钢、不锈钢、耐热钢厚大浇冒口的切除
高压水力切割	高压水力切割机	水压高达 400 MPa，计算机控制，激光测量定位，切割精度高，速度快	适用于高温合金和钛合金铸件

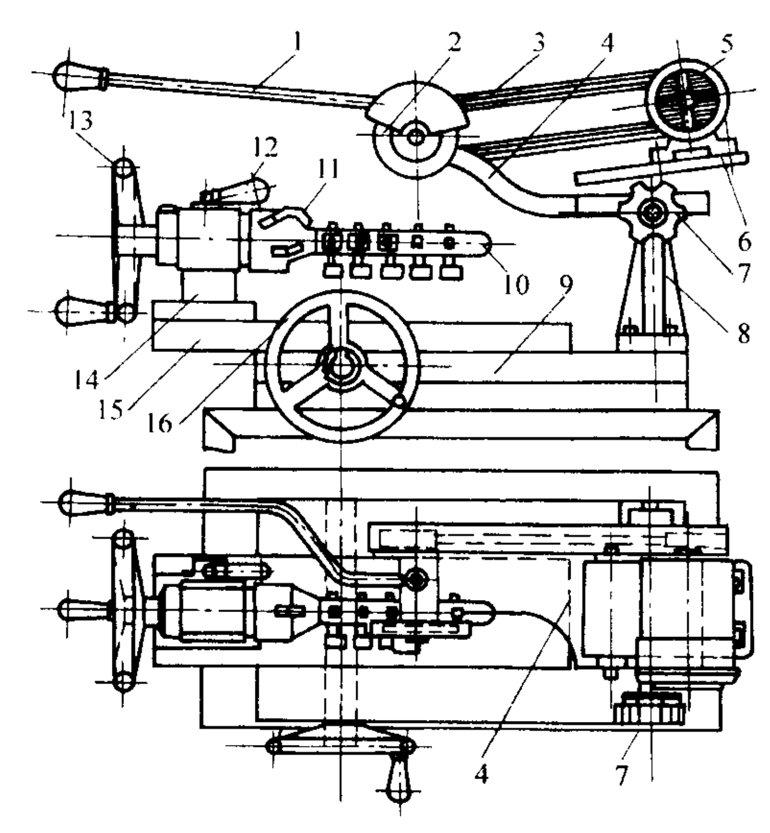


图 5.2-64 专用的砂轮切割机

1—手柄；2—砂轮片；3—传动带；4—连杆；5—电动机；6—支撑板；7—异形螺母；8—托架；9—底板；10—铸件组；11—夹爪；12—制动手柄；13—转动轮；14—夹具；15—托板；16—操纵轮

7.1.3 表面及内腔清理

（1）抛丸清理

抛丸清理是利用抛丸叶轮的高速旋转，将弹丸抛向铸件，以弹丸的动能打击铸件表面，清除铸件表面粘砂，残砂和氧化皮。表 5.2-146 为适用于熔模精铸件的抛丸清理系列设备。为保证铸件质量，防止铸件相互碰伤，最好使用转台式和吊钩式的抛丸机，丸的直径应小于 0.5 mm。

表 5.2-146 适用于熔模精铸件的抛丸清理系列设备

系列及名称	代表型号	主要技术规格
Q31 系列滚筒抛丸清理机	Q3110B1	滚筒直径 1 000 mm、最大装载量 300 kg
Q32 系列履带式抛丸清理机	Q326C	履带端盘直径 600 mm、最大装载量 200 kg
Q35 系列转台抛丸清理机	Q3512	转台直径 1 200 mm、最大装载量 400 kg
Q37 系列吊钩式抛丸清理机	Q376B（图 5.2-65）	挂件最大尺寸 ϕ600 mm × 1 100 mm、单钩最大负荷 600 kg
Q38 系列悬挂吊链抛丸清理机	Q383E	挂件最大尺寸 ϕ700 mm × 1 250 mm、单钩最大负荷 250 kg

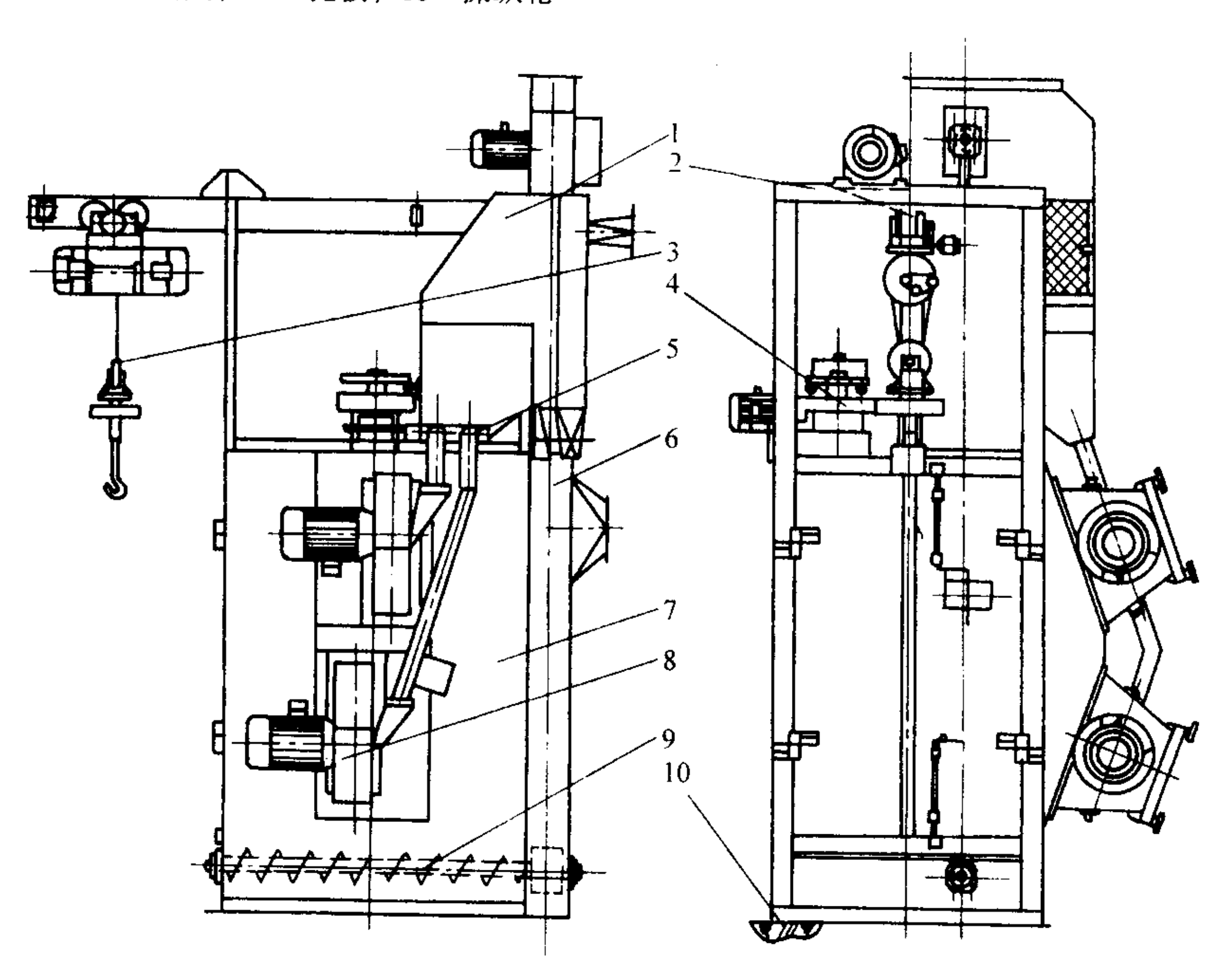


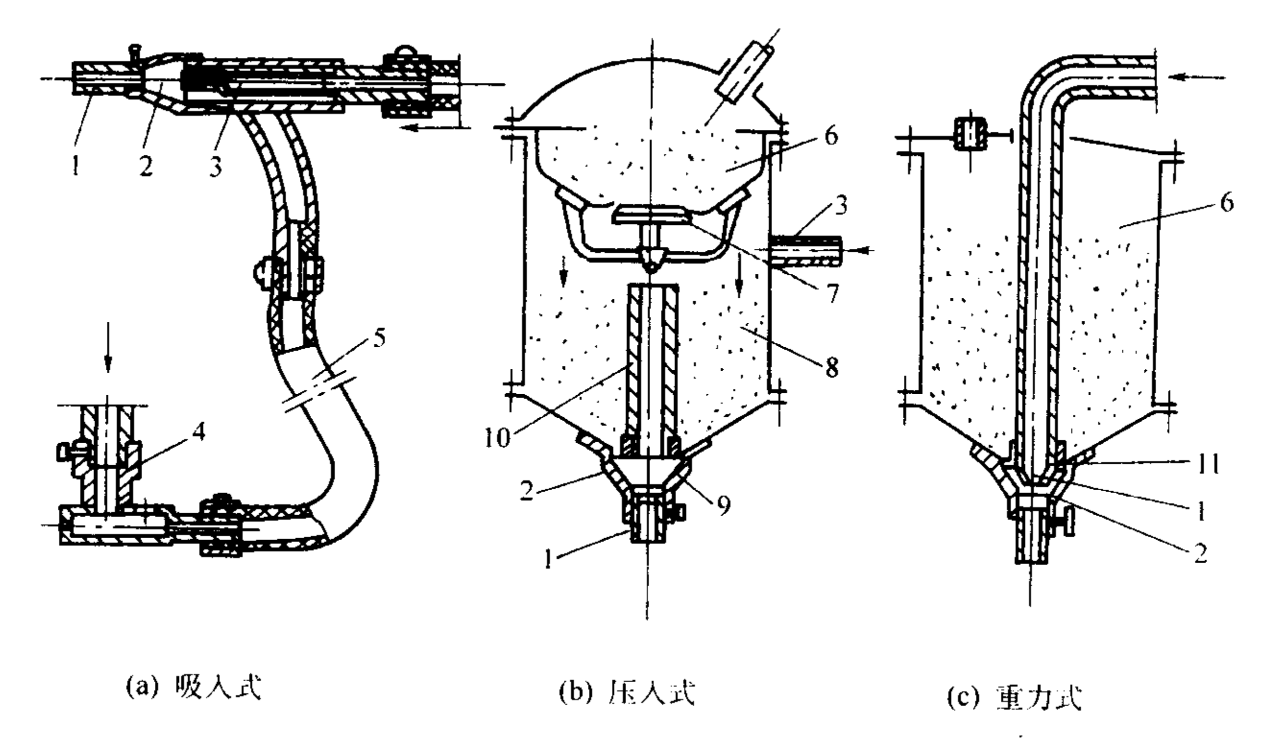
图 5.2-65 Q376B 型吊钩式抛丸清理机

1—分离器；2—导轨及支架；3—电葫芦；4—吊钩自转装置；5—弹丸控制系统；6—提升机；7—抛丸室；8—抛丸器总成；9—螺旋输送机；10—地基

（2）喷砂清理

喷砂是以压缩空气为动力，通过喷枪将砂料高速喷击到铸件表面，清除表面残砂和氧化皮等。喷砂又分为干喷砂和湿喷砂两类。

干喷砂按砂料进入喷枪的方式可分为吸入式、压入式和重力式三种，工作原理见图 5.2-66；按铸件运动方式又分为



(a) 吸入式　　(b) 压入式　　(c) 重力式

图 5.2-66　三种系统喷砂装置原理图

1—喷嘴　2—混合室　3—管子　4—承接器　5—软管
6—砂斗　7—闸阀　8—砂筒　9—筒底　10—直立管　11—孔

手动式、转台式、滚筒式多种。

铸钢件可用刚玉或碳化硅砂等喷料；铝合金等非铁合金铸件可选用玻璃砂、硅砂等作喷料。喷料粒度根据铸件表面质量要求选用 24～300 筛号。

湿喷砂是在原料中加入一定量的水和缓释剂使之成为砂－水混合物，经压缩空气增压后从喷嘴中高速喷射到铸件表面。液体喷砂不产生粉尘，原液可循环使用。不同材质、不同表面粗糙度要求的铸件可选用不同的磨液。此法效率低，主要用于表面粗糙度要求细的铸件光饰中。图 5.2-67 为液体喷砂机工作原理图。

(3) 化学清理

碱或酸对型壳的化学作用可破坏砂粒间的黏结作用，达到清砂的目的。化学清理的主要方法有：碱煮、碱爆、电化学清理和泡酸等。

碱煮是将要清理的铸件放入苛性钠或苛性钾中加热煮沸，黏结剂中的 SiO_2 与碱产生下列化学反应：

$$2NaOH + SiO_2 = Na_2SiO_3 + H_2O$$

$$2KOH + SiO_2 = K_2SiO_3 + H_2O$$

生成的硅酸钠或硅酸钾为一种稠状液体，从而使型壳松散，达到清除铸件上残留型壳的目的。表 5.2-147 是碱煮清洗的工艺参数。图 5.2-68 是碱煮滚筒设备示意图。

碱爆对清理铸件深孔、窄槽中的残砂更有效。常用的碱爆清理工艺参数见表 5.2-148，设备如图 5.2-69 所示。

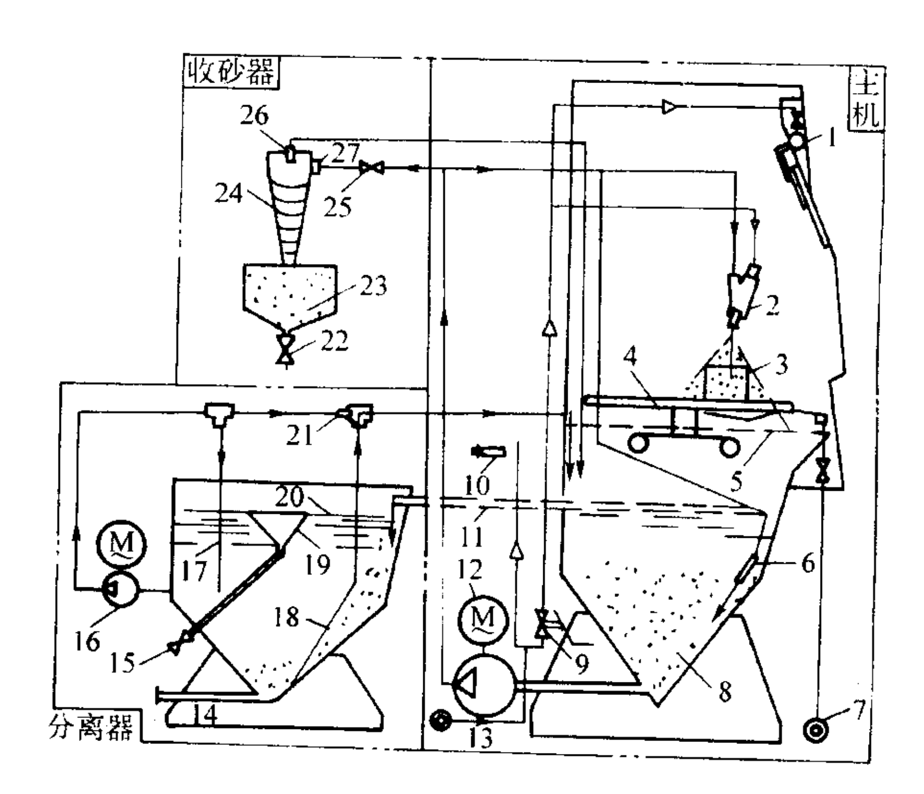


图 5.2-67　液体喷砂机工作原理图

1—气动刮水器；2—喷枪；3—铸件；4—回转工作台；5—网孔板；6—搅拌喷嘴；7—自来水源；8—原液；9—脚控气阀；10—吹尘器；11—溢流管；12—磨液泵；13—压缩空气源；14—排水管；15—排脂管；16—循环水泵；17—搅料管；18—引射软管；19—排脂漏斗；20—浮油脂；21—引射喷嘴；22—出砂阀；23—积砂罐；24—旋流筒；25—进液阀；26—出水口；27—进液口

表 5.2-147　碱煮清洗的工艺参数

序号	用途	碱煮				中和与清洗
		碱液	温度/℃	每 kg 型壳碱液消耗量/kg	时间/h	
1	碳钢铸件	w (NaOH) = 20%～30%	沸腾	0.8～1	4～8	热水清洗
		w (KOH) = 40%～50%		1.3～1.4	4～8	
2	合金钢铸件	w (NaOH) = 15%～25%	沸腾	0.8～1	4～8	氧化铬 90 g + 硫酸 30 g + 氯化钠 1.2 g + 水 1 kg，温度：18～28℃，时间：2～3 min 中和处理后再用流动清水冲洗铸件
3	陶瓷型芯	见本章 5.5 陶瓷型芯的脱除				

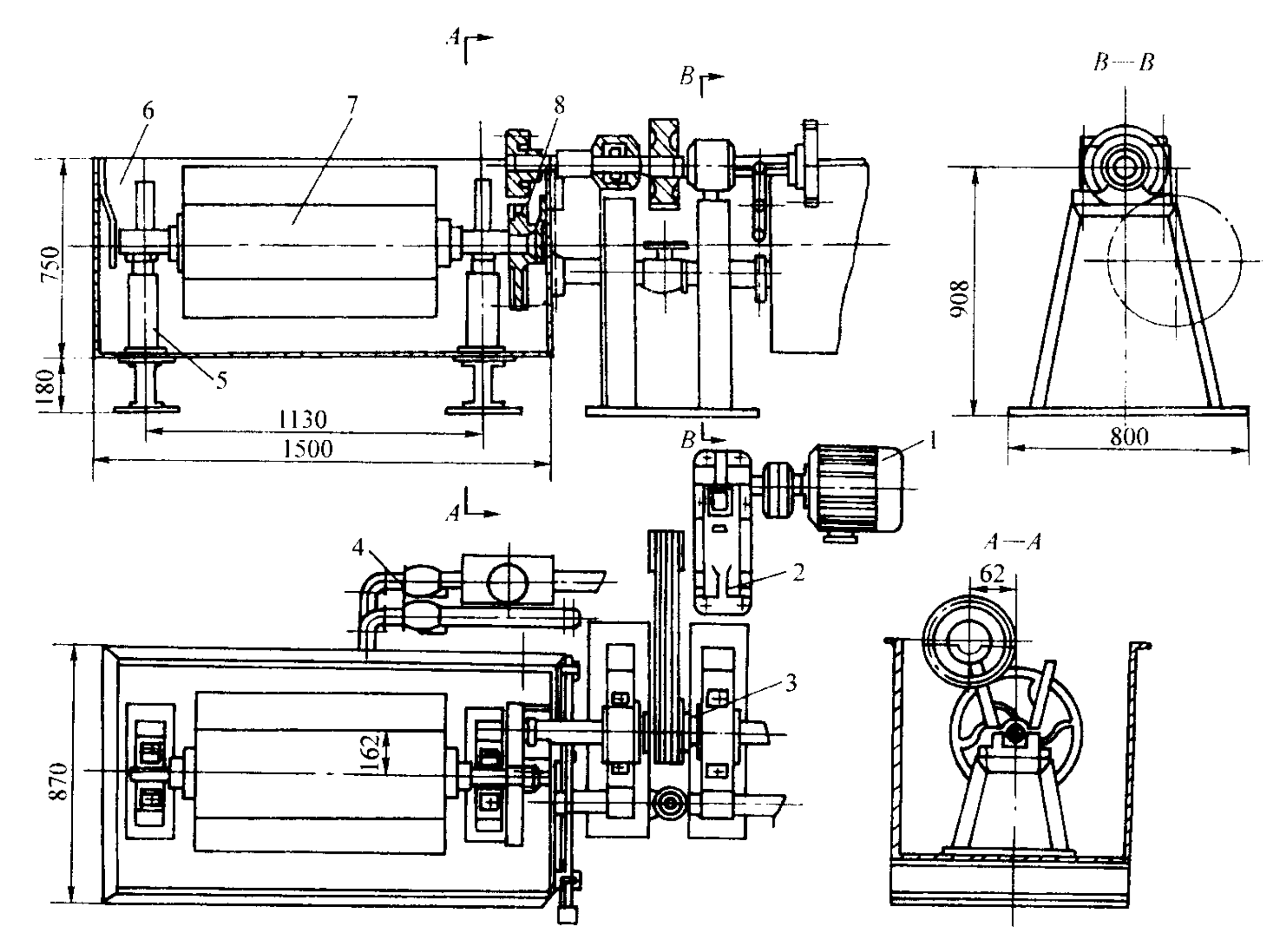


图 5.2-68 碱煮滚筒
1—电动机；2—减速器；3—带轮；4—蒸气管；5—支架；6—碱渣槽；7—滚筒；8—大齿轮

表 5.2-148 碱爆清理工艺参数

材料	碱煮					水爆	
	温度/℃	每吨铸件耗碱量/kg	保温时间/min 铸件重量/kg			水槽温度	清洗水温/℃
			<1	1~5	>5		
NaOH	500~520	40	25~30	30~50	50~60	室温	70~90

电化学清理装置见图 5.2-70，其工艺参数见表 5.2-149。铸件上的粘砂首先与熔融的苛性钠反应生成硅酸钠沉于底部。同时通直流电后 NaOH 电解生成 Na^+，它又将铸件表面的氧化物还原：

$$SiO_2 + 4Na = 2Na_2O + Si$$

$$Fe_2O_3 + 6Na = 3Na_2O + 2Fe$$

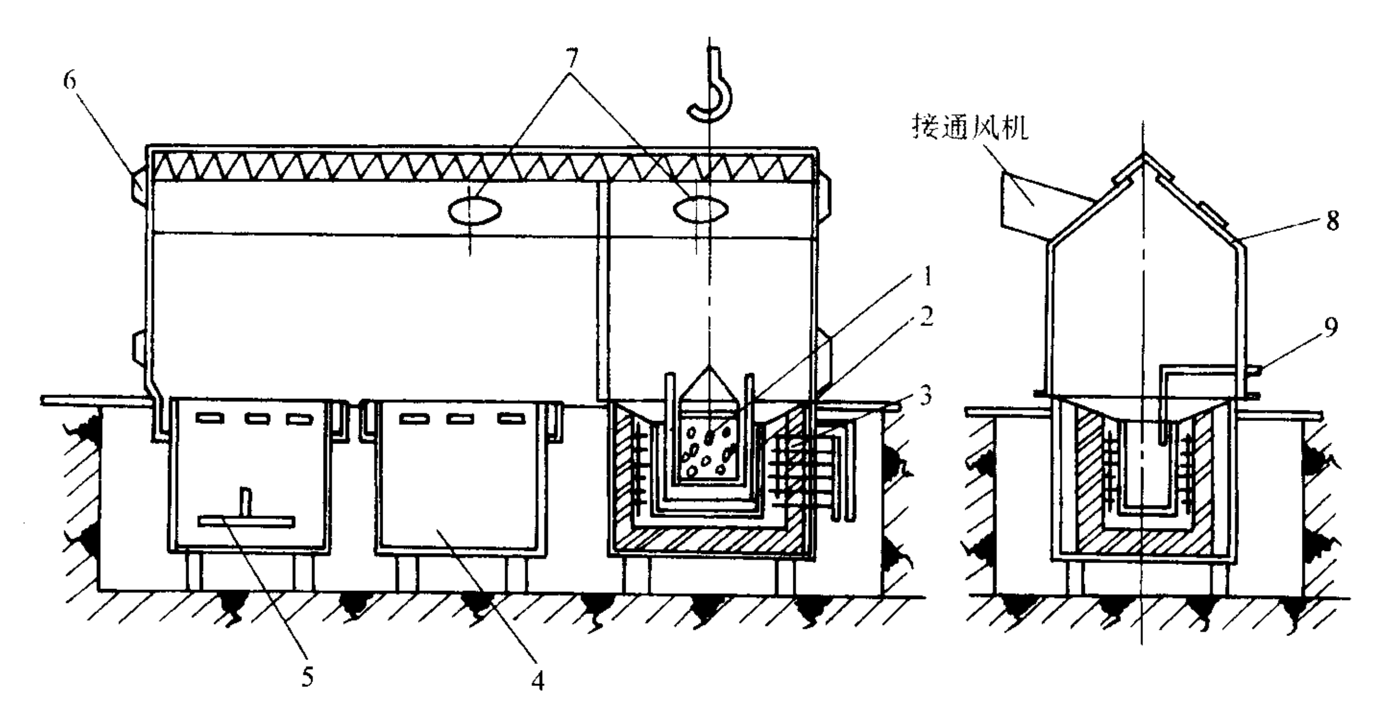


图 5.2-69 碱爆清理装置
1—铸件吊筐；2—碱液槽；3—电阻加热炉；4—冷水槽；5—热水槽；6—出入口；7—通风口；8—防护罩；9—热电偶

经过上面的一系列反应，铸件表面残留型壳都将清理干净，清理时间短。

铸件深孔、窄槽中残留的型壳，可以通过泡酸进行清理，即将铸件浸泡在氢氟酸中使其松散清除。其化学反应式：

$$4HF + SiO_2 = SiF_4 + 2H_2O$$

w（HF）≥40%，铸件在室温下浸泡 1~3 h，然后用水冲洗至中性，并用热水清洗，如仍有残砂，可以进行抛丸或喷砂。氢氟酸有剧毒，操作时应穿戴防护服，厂房须有良好的通风条件。

7.2 铸件的修补

熔模铸件上的某些缺陷可经修补后达到铸件的技术要求，而且在经济上也是合算的，这种修补应看作生产中正常的工序。铸件上较大的孔洞类缺陷可采用焊补法修补；铸件存在与表面连通的细小孔洞，可采用浸渗处理法修补；重要铸件内部有小的封闭的疏松等缺陷可用热等静压法处理。

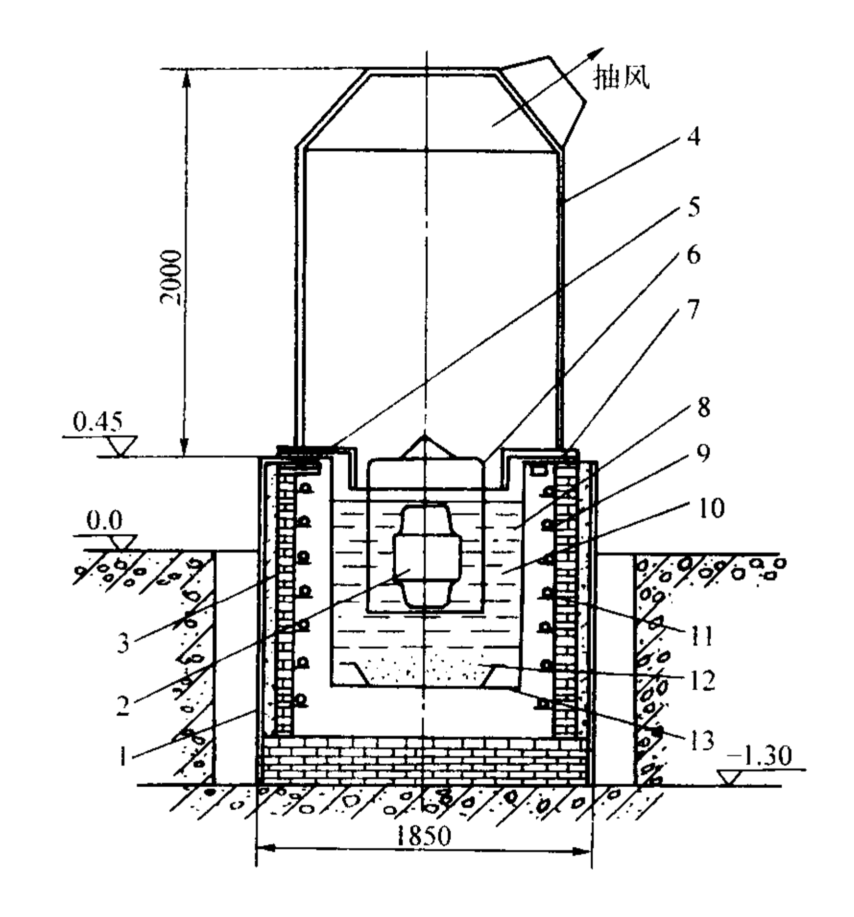


图 5.2-70 电化学清理装置

1—外壳；2—铸件；3—保温层；4—抽风罩；5—框架；6—铸件筐；7—绝缘物；8—坩埚；9—电热丝；10—电解液；11—耐火砖；12—沉渣；13—沉渣盘

7.2.1 补焊

1）补焊方法及设备见表 5.2-150。

2）补焊用填充材料及辅料见表 5.2-151～表 5.2-153。

7.2.2 浸渗处理

1）浸渗剂类型见表 5.2-154。

2）浸渗工艺 浸渗处理是在真空和压力下，将浸渗剂渗透到缩松、针孔等细小铸造缺陷中，经过加温使浸渗剂固化，从而使缺陷堵塞，使铸件达到防渗、防漏，耐压的技术要求。图 5.2-71 是真空压力浸渗法示意图。对大型铸件需采用内压浸渗法见图 5.2-72，表 5.2-155 是铸件浸渗工艺。

7.2.3 热等静压（HIP）处理

热等静压是将铸件置于密封耐压容器内，抽真空后充入惰性气体介质，升温加压。在高温和均匀的高压下将铸件内部的封闭的孔隙（气孔、缩松），压实闭合，并扩散结合为致密的组织，使铸件缺陷得到修复，性能得到明显改善。处理后铸件密度可达到金属理论密度，它可使镍基高温合金、钛合金和铝合金的高温低周波疲劳性能提高 3～6 倍，使镍基高温合金和钛合金的持久寿命提高 2 倍以上，使铸件性能波动和分散程度降低到原来的 1/6，因而热等静压已广泛用于高温合金和钛合金精铸件中，图 5.2-73 是热等静压设备的工作原理图，图 5.2-74 为高压缸结构，表 5.2-156 为热等静压处理工艺说明，表 5.2-157 是航空用铸件热等静压处理工艺参数。

表 5.2-149 电化学清理工艺参数

序号	碱液成分（质量分数）/%				槽液温度/℃	电解				清洗
	NaOH	NaCl	NaF	硼砂		阳极	阴极	电流/A	电压/V	
1	85～90	10～15	—		400～500	坩埚	铸件筐	800～1 200	6～12	冷水或热水清洗 6～8 min
2	75～95	—	1～15（2.5 最佳）	1～5（2.5 最佳）	450～500	坩埚	铸件筐	电流密度 4～6 A/cm²	2～6	冷水或热水清洗

表 5.2-150 补焊方法及设备

补焊方法	补焊设备		补焊特点及应用范围
	名称	型号	
气焊	排水式中压乙炔发生器	Q3－1	设备简单，操作方便，但焊接质量较差。适用于静止条件下工作的低碳钢和铜合金铸件的补焊
	排水式中压乙炔发生器	Q4－5	
电弧焊	漏磁式交流电弧焊机	BXl－330	设备简单，操作方便，焊接质量决定于焊工的技术水平。适用于静止、冲击和振动载荷下工作的碳钢、低合金钢、不锈钢等铸件的补焊
	整流式直流电弧焊机	ZXG－300	
	旋转式直流电弧焊机	AX－320	
钨极氩弧焊	交流手工氩弧焊	NSA－300－1	用氩气保护进行焊接，电弧热量集中，热影响区小，焊接质量高。适用于在各种载荷下工作，要求焊缝坚固密实的不锈钢、铝、钛、高温合金等铸件的补焊
		NSA－400	
		NSA－500－1	
	直流手工氩弧焊	NAS－300	
	直流手工脉冲氩弧焊	WSE－160	
		WSE－63	

表 5.2-151 结构钢、不锈钢铸件补焊用填充材料

铸件材料		焊丝	焊条
碳钢	ZG200－400 ZG230－450 ZG270－500 ZG310－570	H08A H08MnSiA	HT－3/H08A HT－1/H18CrMoA

续表 5.2-151

铸件材料		焊丝	焊条
低合金钢	ZGD535 - 207（ZG20CrMnTi） ZGD730 - 910（ZG35CrMnSiA） ZGD840 - 1030（ZG40CrMnSiA）	H18CrMoA H08Mn2SiA	HT - 3/ H08A HT - 3/ H18CrMoA HT - 4/HGH41 HT - 4/HGH30
不锈钢	ZG1Cr13 ZG2Cr13	H0Cr13 HCr18 Ni13Mo3MnSi	HT - 9/HCr18 Ni13Mo3MnSi
	ZG1Cr17	HCr17 Ni2 HCr18 Ni13Mo3MnSi	
	ZG0Cr18Ni9Ti ZG1Cr18Ni9Ti	H0Cr18Ni9 H1Cr18Ni9Ti	HT - 4/ H0Cr18Ni9 HT - 4a/H1Cr18Ni9Ti
	ZG0Cr18Ni12Mo2Ti	H0Cr18Ni9Ti HCr18 Ni13Mo3MnSi	HT - 9/ HCr18 Ni13Mo3MnSi

表 5.2-152 高温合金、钛合金铸件补焊用填充材料

铸件材料		填充材料
高温合金	铁、镍基高温合金	基体材料、HSG - 1（Hastelloy W）、HSG - 5（Hastelloy X）、HGH - 113
	钴基高温合金	基体材料、HGH - 118、HGH - 605
钛合金	ZTi3	ZTi3、ZTiAl5Sn2.5
	ZTiAl6V4	ZTi3、ZTiAl6V4

表 5.2-153 铸件补焊用焊剂

铸件材料	焊剂成分（质量分数）/%	气剂
镁合金	氟化锂 36，氟化钙 17，氟化钡 20，氟化镁 18，氟化钠 9。水分 < 1.0，杂质 < 1	401
铝合金	1）氯化钡 48，氯化钾 29，氯化钠 19，氯化钙 4 2）氯化钾 40，氯化钙 30，冰晶石 30	401
铜合金	1）脱水硼砂 100 2）脱水硼砂 20，硼酸 80 3）脱水硼砂 90，氯化钠 10 4）脱水硼砂 50，硼酸 35，磷酸氢钠 15	301

表 5.2-154 浸渗剂类型

浸渗剂类型	主要组成	性能	适用范围
硅酸盐浸渗剂	以水玻璃为基料，加入金属盐、稳定剂、固化促进剂、表面活性剂与增韧剂等。WJJ8201、LJS8611 浸渗剂属于这一类型	表面张力小、粘度低、浸渗效率高。固化物耐热、耐蚀、耐油、耐水、可密封 0.15 mm 以下的孔隙。使用温度 500 ~ 800℃	钢、铁及铜合金铸件
厌氧浸渗剂	以丙烯酸酯为基料，添加引发剂、促进剂、表面活性剂与阻聚剂等。ZY - S1、AIS - 10 厌氧浸渗剂属于此类型	黏度小、渗透力强。常温固化。固化物收缩小，耐油、耐水、耐蚀。密封 0.3 mm 以下的孔隙。使用温度低于 150℃	铝、铜合金以及钢、铁铸件
沥青与亚麻油类浸渗剂	L06 - 3 沥青底漆或 Y00 - 1 清油。在使用时用 200 号溶剂油或松节油稀释	黏度较大，在加热状态下浸润。对铸件无腐蚀，固化物耐油、耐水、耐蚀	铝、镁合金铸件

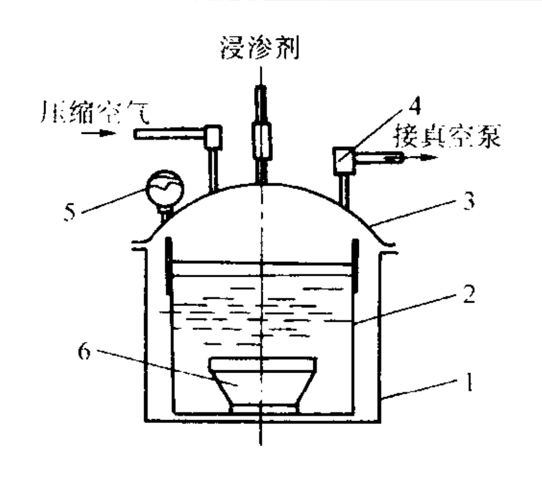


图 5.2-71 真空压力浸渗法示意图
1—压力浸渗罐；2—铸件筐；3—盖；4—真空阀；5—压力表；6—铸件

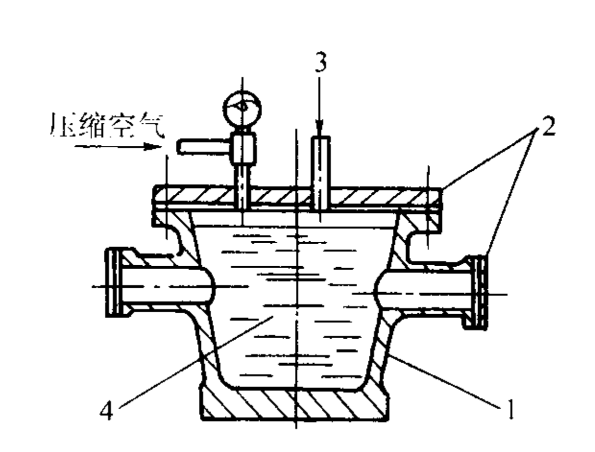


图 5.2-72 内压浸渗法
1—铸件；2—密封盖；3、4—浸渗液

表 5.2-155 铸件浸渗工艺

工序名称		工艺要点	处理温度及时间
浸渗前处理	铸件	1）铸件浸渗前应完成打磨修整和热处理工序 2）镁合金铸件应预先进行氧化处理，氧化处理与浸渗工序的间隔时间不得超过 4 天	—

续表 5.2-155

工序名称		工艺要点	处理温度及时间
浸渗前处理	脱脂	吹砂或用金属清洗剂或低浓度碱溶液清洗	60~80℃，3~5 min
	清洗	用循环水流清洗	室温，3~5 min
	烘干	加热烘干铸件	60~80℃
	预热	镁、铝铸件用沥青漆或亚麻油浸渗时，铸件需预热	110~120℃
浸渗处理	装罐	铸件装入浸渗筐中，吊入压力罐加盖密封	—
	抽真空	浸渗罐内抽真空至 4~10 kPa	在真空下 10~15 min
	浸渗	1）关闭真空泵 2）浸渗剂被吸入浸渗罐内，使浸渗剂浸没铸件	65~80℃（L06-3 沥青底漆） 60~65℃（Y00-1 清油浸渗剂） 其他浸渗剂不加热
	加压浸渗	通入压缩空气，使浸渗罐内压力达 0.4~0.6 MPa	保持 10~15 min
固化	清洗	清洗铸件表面残留的浸渗液： 1）硅酸盐浸渗剂、环氧浸渗剂用清水漂洗 2）清油、亚麻油浸渗剂用汽油或工业丙酮清洗 3）L06-3 沥青漆浸渗剂可留作铸件底漆不必清洗，但必须用刷子涂匀	室温 室温
	固化	将铸件加热使浸渗剂固化： Resinol-90 浸渗剂① 硅酸盐类浸渗剂 环氧浸渗剂 L06-3 沥青底漆 Y00-1 清油	85~95℃，10~20 min 80~100℃，1~2 h 室温，3~4 h 175~200℃，3~5 h 200℃，3~6 h
检验		按铸件技术要求进行密封性检验。若不合格允许重复进行浸渗处理，但重复处理不得超过 3 次	

① Resinol-90 浸渗剂在 85~95℃热水中固化，可与清洗工序同时进行。

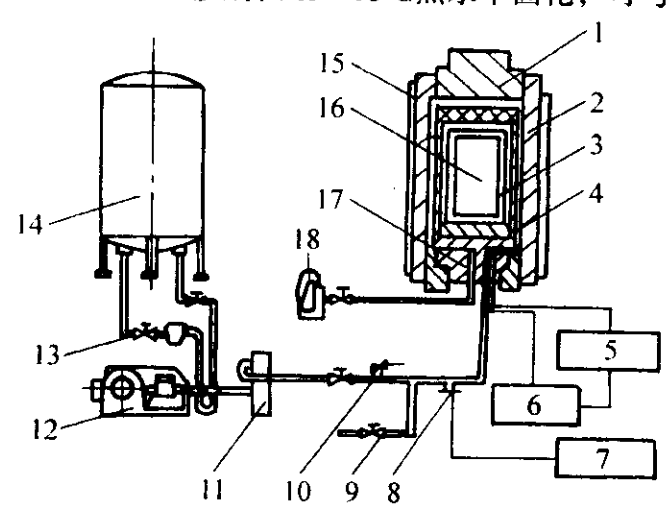


图 5.2-73 热等静压设备的工作原理图

1—上盖；2—缸筒；3—加热炉；4—隔热屏；5—内部计算机；6—功率控制器；7—压力控制器；8—压力传感器；9—安全阀；10—排气阀；11—电蒸发器；12—压缩机组；13—输送泵；14—液压阀；15—水冷却套；16—铸件筐；17—下盖；18—真空泵

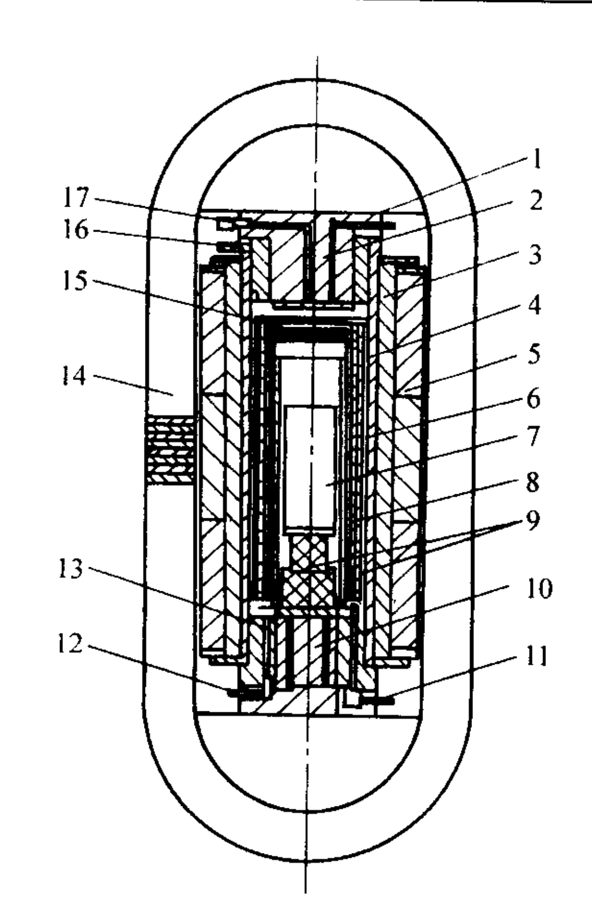


图 5.2-74 高压缸结构

1—冷却水管；2—上塞；3—缸筒；4—冷却水套；5—缸筒外箍；6—隔热屏；7—铸件装料筐；8—加热炉；9—耐火砖底垫；10—下盖内塞；11—电极接头；12—热电偶组装结构；13—密封圈；14—框架；15—隔热盒；16—冷却水管；17—安全防爆阀

7.3 铸件精整

精整是将清砂后初检合格的铸件、及经修补的铸件，进行精细修整、矫正、光饰表面处理以达到铸件技术要求的工作。

7.3.1 铸件修整（见表 5.2-158、表 5.2-159）

表 5.2-156 铸件热等静压处理工艺

序号	工序名称	工艺说明	序号	工序名称	工艺说明
1	X 射线检查	发现铸件内部缺陷的性质、部位和面积	3	装筐	铸件装入处理筐内
2	铸件表面处理	1）与表面连通的缺陷补焊封闭 2）表面吹砂或酸洗处理	4	装炉	连同处理筐装入高压缸内，封闭端盖，固紧框架
			5	抽真空	启动真空系统，高压缸内真空度小于等于 1 330 Pa

续表 5.2-156

序号	工序名称	工艺说明
6	通冷却水	启动冷却系统
7	充气加压	分两步充入高纯度氩气 [w (Ar) =99.99%]: 1) 均压充罐: 氩气由气库充入缸体内, 直至气库与缸体内压力平衡 (13~15 MPa) 2) 启动压缩机组, 将氩气打入高压缸, 达到初始压力
8	加热炉送电	缓慢加热, 高压缸内温度与压力升至规定的额定值
9	保温保压	高压缸内按工艺规范保温、保压至规定时间
10	降温	加热炉断电, 缸内压力随温度逐渐下降
11	泄压	缸内温度降至规定温度后开始泄压 1) 均压泄压: 缸内氩气自由流回气库 2) 自动压缩机组, 将缸内氩气抽回气库 3) 排空缸内残余氩气
12	出炉	

表 5.2-157　航空用铸件热等静压处理工艺参数

铸件材料		处理工艺参数			后处理
合金种类	合金牌号	温度/℃	压力/MPa	时间/h	
钛合金	ZTiA16V4	899	103	2	—
铝合金		504~538	68~98	2~3	—
		504~538	20~25	5~6	—
不锈钢	ZG0Cr17Ni4Cu4Nb	1 121	103	2	—
高温合金	K417	1 180~1 230	150	≥3	—
	K418	1 200~1 220	150	≥3	—
	Rene80 (美国)	1 199	68.9	4	—
	Rene120 (美国)	1 204	101	4	—
	IN713C (美国)	1 232	107	4	—
		1 140~1 210	117.7	1.5~3	—
	IN713LC (美国)	1 220	100	4	—
	IN100 (美国)	1 220	147	4	—
	IN738 (美国)	1 190	107	3	—
	IN718 (美国)	1 220	101	1~4	—
	IN718 (美国)	1 160	100	3	1 093℃, 3 h, 空冷 927℃, 1 h, 淬冷 718℃, 8 h, 以38℃/h冷到621℃, 保温8 h, 空冷
	Mar-M-002 (美国)	1 205	98.1	4	—
	Mar-M-246 (美国)	1 209	102	4	—
	B1900 (美国)	1 190	180	2	1 190℃, 2 h, 空冷 1 079℃, 4 h, (涂层) 900℃, 10 h, 时效

表 5.2-158　铸件修整的目的与要求

修整目的	修整要求
打磨铸件浇冒口及工艺肋余根	铸件非加工面上的余根应磨削到与铸件表面大致平滑。平面残留高度小于0.2 mm, 弧面残留高度小于0.1 mm, 加工面上的余根残留高度小于2 mm
打磨铸件上的细小缺陷	打磨铸件非加工面上超过技术要求的毛刺、飞边、铸瘤、疤痕、粘砂和铁豆等缺陷, 达到平整光滑
对铸件经修补的部位进行修整	经过补焊的铸件, 其补焊处应打磨平整光滑
局部尺寸修整	铸件上局部尺寸超差时, 在有修整余量的条件下, 可利用磨削或冲压方法修整

表 5.2-159　铸件修整的工艺方法

方法	设备与工具	应用范围
手工磨削	砂轮机 砂带磨光机 风动砂轮磨头	钢铸件、钛合金铸件
	风动异型旋转锉 各种规格锉刀	铝、镁、铜合金铸件
机械磨削	专用砂轮磨床	钢铸件
	专用金属磨床	各类铸件

7.3.2　铸件矫正 (见表 5.2-160)

表 5.2-160　铸件矫正方法

矫正方法			设备与工装
冷矫	手工矫正	手工敲击 杠杆或丝杠加压 千斤顶拉伸	台钳 专用矫正夹具 矫正测具
	机械矫正	压力机加压 专用矫正设备	油压机式摩擦压力机 专用矫正设备
热矫	加热后在专用模具中矫正 加热后压力矫正		矫正模及夹具 油压机或摩擦压力机

7.3.3　铸件光饰（见表 5.2-161 ~ 表 5.2-165）

表 5.2-161　铸件光饰加工方法

加工方法	设　备	光饰效果
液体喷砂	液体喷砂机	可明显降低铸件原有表面粗糙度值，劳动条件好
机械抛光	砂带磨光机 抛光机	铸件表面可达到需要的最佳光亮镜面，但劳动条件大，效率低
普通滚光	滚筒滚光机	能减低表面粗糙度值，成本低，但易损伤棱角，不易加工精密的、易变形和脆性大的铸件
振动光饰	振动光整机	光饰效果好，适用于小零件光整加工
离心光饰	离心光整机	光饰效果好，铸件之间碰撞力小
磨粒流光饰	磨粒流研磨机	对结构复杂、有内通道的铸件光饰效果好
电解抛光	直流电源及电解槽	能降低表面粗糙度值，并使铸件表面形成稳定的氧化膜，具有金属光泽

表 5.2-162　几种常用的抛光膏的特点与用途

类　型	磨料主要成分	特点与用途
白色抛光膏	煅烧白云石 （CaO、MgO）	粒度细而不锐利，适用于较软金属抛光及不锈钢的精抛
红色抛光膏	精制氧化铁 （Fe_2O_3）	硬度中等，适于铝、铜金属的抛光
绿色抛光膏	精制氧化铬 （Cr_2O_3）	硬而锐利，磨削力强，适于硬质金属抛光，常作为半精抛

表 5.2-163　常用磨料的种类及其特性

种类	磨料名称	特性
天然磨料	金刚砂、花岗岩、鹅卵石、硅砂	金刚砂硬度高，磨削力强
烧结磨料	氧化铝、碳化硅	磨削力比天然磨料强，光饰效果好
预成形磨料	陶瓷磨料、树脂粘结磨料	硬度中等，有各种形状和大小规格供选用
钢质磨料	钢珠、铁钉头、型钢头	不易破碎，光饰效果好

表 5.2-164　滚光磨料介质的配方及工艺条件

铸件材质		铸钢件	铸铜件
磨料介质的配方/g·L^{-1}	硫酸	15 ~ 25	5 ~ 10
	皂角粉	3 ~ 10	2 ~ 3
	硅砂	30 ~ 50	10 ~ 20
工艺条件	滚光时间/h	1 ~ 3	2 ~ 3

表 5.2-165　钢铁铸件电解抛光液成分及抛光工艺参数

配　方		1	2	3	4	5
抛光液成分（质量分数）/%	磷酸［$w(H_3PO_4)=85\%$］	—	65 ~ 70	66 ~ 70	72	10 ~ 50
	铬酸酐 Cr_2O_3	60 ~ 62	5 ~ 6	12 ~ 14	23	
	硫酸［$w(H_2SO_4)=98\%$］	18 ~ 22	12 ~ 15	—	—	15 ~ 40
	草酸 $C_2H_2O_4\cdot 2H_2O$	10 ~ 15（外加）	—	—	—	—
	甘油 $C_3H_5(OH)_3$	—	—	—	—	12 ~ 45
	硫脲 $(NH_2)_2CS$	8 ~ 12（外加）	—	—	—	—
	EDTANa$_2$	1（外加）	—	—	—	—
	水	18 ~ 20	12 ~ 14	18 ~ 20	5	23 ~ 25
工艺参数	抛光液密度/g·cm^{-3}	1.60 ~ 1.70	1.73 ~ 1.75	1.70 ~ 1.74	—	—
	抛光温度/℃	室温	60 ~ 70	75 ~ 80	65 ~ 75	50 ~ 70
	电流密度/A·dm^{-2}	10 ~ 25	20 ~ 30	20 ~ 30	20 ~ 80	20 ~ 100
	抛光时间/min	10 ~ 25	10 ~ 15	10 ~ 15	3 ~ 5	2 ~ 8

注：1. 配方 1 适用于碳钢及含锰、镍的模具钢。
2. 配方 2 和配方 5 适用于低碳钢。
3. 配方 3 适用于碳钢和合金钢，强烈搅拌可以改善抛光质量。
4. 配方 4 适用于各类钢铁铸件。当采用较大的电流密度和进行间断通电时，可以提高表面的光亮度。

7.3.4 铸件的钝化与防锈

1）铸件的钝化　钝化是指铸件局部活性点失去化学活性而呈钝态的过程。经钝化处理的铸件能保持金属光泽。美国 304、316 牌号不锈钢精铸件常需进行钝化，以提高其耐蚀性，并使铸件呈银白色光亮色泽，具备美观的装饰性。其钝化工艺流程见表 5.2-166。

表 5.2-166　美国 300 系列不锈钢钝化工艺流程

序号	工序名称	使用设备	使用介质	作用及要求
1	抛丸	抛丸机	直径小于 0.5 mm 钢丸	去除残砂及氧化皮
2	冲洗	吊筐及水枪	自来水	去除残余浮砂、尘污
3	酸洗	酸洗槽	酸洗液（配方见表 5.2-167）	去除残余氧化物，使铸件显露金属本色
4	冲洗	吊筐及水枪	自来水	去除铸件上残留酸液及污物
5	抛丸	抛丸机	直径小于 0.5 mm 不锈钢丸	进一步去除铸件表面残余氧化层
6	冲洗	吊筐及水枪	自来水	去除尘污
7	钝化	钝化槽	钝化液（配方见表 5.2-168）	钝化处理，使铸件色白均匀、无斑迹
8	冲洗	吊筐及水枪	自来水	去除铸件上残留钝化液
9	碱洗	碱洗槽	w（NaOH）＝5%～10%水溶液，温度 90～100℃	中和残留钝化液
10	冲洗	吊筐及水枪	自来水	洗净中和液
11	光整	振动、离心或滚筒光整机	不锈钢珠及光亮剂	使铸件呈银白光亮色泽
12	冲洗	吊筐及水枪	自来水	去除光整介质
13	热水洗	热水槽	90～100℃热水	洗净铸件，便于自干
14	吹干	空压机	压缩空气	吹干铸件上水迹

注：1. 各工需要连续进行，酸洗和钝化时，铸件要经常翻动。
2. 如采用酸洗机设备，可使操作机械化，钝化质量更稳定。

表 5.2-167　酸洗液配方及工艺参数

配方	成分（质量分数）/%						酸化时间/min	使用温度/℃
	盐酸	硝酸	氢氟酸	水	缓蚀剂①（外加）	抑雾剂②（外加）		
1	20	10	—	70	0.15	—	10～20	40
2	28	14	—	58	0.20	—	5～10	40
3	—	10	5	85	0.10	少量	30～120	40

① 缓蚀剂为乌洛托平。
② 抑雾剂为尿素，作用是抑制酸雾挥发。

表 5.2-168　钝化液配方及工艺参数

配方	成分（质量分数）/%						应用范围
	硝酸	氢氟酸	重铬酸钠	水	使用温度/℃	处理时间/min	
1	28	14	—	58	40	10～30 s	奥氏体不锈钢
2	10	5	—	85	40	15～30	奥氏体不锈钢
3	20	—	2.5	77.5	50	20	奥氏体不锈钢
4	—	—	5	95	65	30	铁素体和马氏体不锈钢

注：1. 钝化液中铁含量应小于或等于 40 mg/L。
2. 采用配方 4 时，应先经配方 3 溶液处理。

2）铸件防锈　一般用防锈水或防锈油脂防锈。为便于后续加工，最合适的处理方法是用防锈水防锈，表 5.2-169 是防锈处理工艺流程。表 5.2-172 为防锈水配方及工艺参数。配方中的亚硝酸钠和重铬酸钾为缓蚀剂，前者适用于钢铁材料，后者适用于非铁合金。

表 5.2-169　防锈处理工艺流程

序号	工序名称	使用设备	使用介质	作用及要求
1	抛丸或喷砂	抛丸机、喷砂机	钢丸、砂	去除残砂及氧化皮
2	酸洗	酸洗槽	酸洗液（见表 5.2-170）	去除氧化皮，显露金属本色
3	冲洗	吊筐及水枪	自来水	去除铸件上酸洗液
4	清洗	清洗槽	水基清洗液（见表 5.2-171）	去除油污
5	吹干	空压机	压缩空气	吹干水迹
6	防锈处理	浸渍槽	防锈水（见表 5.2-172）	浸渍防锈水防锈
7	包装	手工	塑料薄膜	封装

注：1. 全部操作工序要连续进行。
2. 若铸件清洗程度好，可省去工序 4 和 5，或省去工序 2。

表 5.2-170　酸洗液配方

配方	成分（质量分数）/%					处理时间/min	适用范围
	盐酸	氢氟酸	硝酸	水	缓蚀剂（外加）		
1	20	10	—	70	适量	2～10	碳钢及低合金钢铸件
2	20	10	10	60	适量	5～10	不锈钢铸件

表 5.2-171　水基清洗液配方

配方	成分（质量分数）/%					清洗温度/℃	应用范围
	重铬酸钾	硝酸钠	水玻璃	甘油	水		
1	0.1～0.2	0.15～0.25	0.15～0.3	—	余量	75～90	铜合金及铸钢件
2	—	0.1～0.2	0.3～0.35	3.5～5.0	余量	75～90	
3	0.5～1.0	1.5～2.5	1.5～3.0	—	余量	50～60	铝合金铸件
4	其他各种牌号商品金属清洗剂					按商品说明书	

表 5.2-172　防锈水配方及工艺参数

配方	成分（质量分数）/%								浸渍温度/℃	浸渍时间/min	应用范围
	亚硝酸钠	无水碳酸钠	苯甲酸钠	三乙醇胺	重铬酸钾	三氧化铬	铬酸钾	水			
1	20	—	5	0.6	—	—	—	余量	室温	2	适用于铸钢件，防锈期约6个月
2	15～20	0.5～0.6	—	—	—	—	—	余量	室温	2	适用于铸钢件，防锈期约6个月
3	—	—	—	—	30	1	—	余量	90	5	适用于铜合金铸件
4	—	—	—	—	—	—	2	余量	95	60	适用于铝合金铸件

8　常见缺陷及其防止（见表 5.2-173）

表 5.2-173　熔模铸件常见缺陷及其防止方法

名称	缺陷特征	产生原因	防止方法
气孔	铸件中出现的明显孔穴，孔内光滑	1）型壳焙烧温度低和保温时间不足 2）浇注系统设计不合理，型腔排气不畅 3）金属液脱氧、除气不充分	1）提高型壳焙烧温度和延长保温时间 2）增设排气孔或采用底注式浇道 3）熔炼过程充分脱氧、除气
皮下气孔	铸件表面经加工后出现细小的分散或密集的孔眼，孔洞光滑	1）炉料不干净或使用过多的回炉料 2）熔炼过程中金属液氧化吸气，脱氧不充分 3）型壳表面与金属液产生反应	1）清洁炉料并减少回炉料用量 2）严格控制熔炼工艺，加强脱氧 3）选用合适的耐火材料
渣气孔	夹杂物与气孔并存	1）炉料不干净或回炉料过多 2）熔炼过程脱氧不充分 3）钢液含气量多 4）型壳焙烧不足	1）清洁炉料并减少回炉料用量 2）严格控制熔炼工艺，加强脱氧 3）镇静钢液 4）充分焙烧型壳

续表 5.2-173

名称	缺陷特征	产生原因	防止方法
缩孔	铸件上由于补缩不良造成的孔洞，形状不规则，孔壁粗糙	1）铸件结构不合理，有难以补缩的热节 2）浇冒口补缩作用欠佳 3）浇注温度过高	1）改进铸件结构，减少热节 2）合理设计浇冒口，使铸件定向凝固，增大补缩压头 3）降低浇注温度
缩松	铸件冷却较慢处产生成片细小分散孔	1）铸件结构不合理，难以充分补缩 2）浇冒口设计不合理，补缩作用欠佳 3）浇注温度和铸型的温度过高，铸件冷却速度过快 4）金属液含气、夹杂	1）改进铸件结构，减少热节 2）合理设计浇冒口，使铸件定向凝固，增大补缩压头 3）适当降低浇注温度和铸型温度 4）改进熔炼工艺，减少金属液含气、夹杂量
热裂	裂纹沿晶界生长，表面有氧化颜色	1）铸型温度低，冷却速度过快 2）型壳退让性差，阻碍收缩 3）铸件结构不合理，壁厚相差悬殊，过渡突变，应力过大 4）浇注补缩系统设计不合理，造成铸件局部过热或收缩受阻	1）提高铸型温度，减缓铸件冷却速度 2）改善型壳退让性和溃散性 3）改善铸件结构，减小壁厚差，平缓圆滑过渡 4）改进浇注系统设计 5）选择热裂倾向小的合金或钢种
冷裂	裂纹大多数穿过晶粒，表面光亮	1）铸件结构不合理 2）浇注系统设计不合理 3）铸件在搬运和清砂过程中受撞击 4）铸件在矫正时操作不当或未退火	1）改进铸件结构和浇注系统设计，减小收缩应力 2）避免撞击和抛甩铸件 3）矫正前退火，并改进矫正操作 4）减少型壳层数，并改善退让性 5）降低铸件的冷却速度，例如单壳可改用填砂浇注
金属刺	铸件表面出现密集或分散的小刺	1）面层涂料粉液比低或黏度低 2）涂料与蜡模表面润湿性差 3）蜡模表面蜡屑未洗净 4）面层撒砂料太粗	1）提高面层涂料粉液比和黏度 2）增加面层涂料润湿剂加入量 3）认真清洗蜡模和蚀刻 4）减小面层撒砂料粒度
粘砂	铸件表面有粘砂层，经吹砂后显示有凸起的毛刺或凹坑 砂粒 铸件	1）面层涂料用的耐火粉料和撒砂料杂质含量过高 2）制壳耐火材料或黏结剂选用不当 3）浇注温度过高 4）浇注系统不合理，造成型壳局部过热	1）降低涂料中粉料和撒砂料中的杂质含量 2）选用适当的耐火材料和黏结剂 3）降低浇注温度 4）改进浇注系统设计，减小局部过热

续表 5.2-173

名称	缺陷特征	产生原因	防止方法
表面麻坑	铸件清理或吹砂后，局部出现密集的点状凹坑	1）浇注时，金属液和铸型的温度偏高，铸件冷却速度慢 2）铸件冷却环境气氛氧化性太强 3）水玻璃型壳中残留的钠盐太多	1）降低铸型和金属液的温度，加快铸件冷却速度 2）在铸型的周围人为地造成还原性气氛 3）合理选用耐火材料和粘结剂 4）充分焙烧型壳 5）严格制壳工艺，保证硬化、风干充分
夹杂物	铸件上存在与基体成分不同的物质，包括涂料层、砂粒、硅酸盐、皂化物等	1）型壳面层涂料干燥、硬化不良 2）涂料层结合不牢，在制壳和焙烧过程中面层涂料剥落 3）型壳强度低，承受不了钢液冲击而损坏 4）型壳脱蜡后放置时间短，水分多或焙烧时升温过快而损坏 5）操作不慎，由浇口杯掉入砂粒或其他夹杂物 6）模组焊接质量不良，涂料渗入接缝处形成飞翅 7）模料中混入涂料粉、砂粒、皂化物等杂物	1）面层涂料充分干燥、硬化 2）降低第二层涂料的黏度 3）提高型壳强度 4）延长脱蜡后型壳放置时间 5）脱蜡前仔细清理浇口杯边缘；浇注前用吸尘器将型壳中的杂物吸出 6）改进操作，消除蜡模焊接处的缝隙，或采用浸封模料浸封缝隙 7）认真过滤和处理回收模料
氧化夹杂	多见于大气熔炼和浇注的耐热合金、不锈钢铸件，其形状呈细小片状或网络状	1）炉料不干净，在熔炼过程中脱氧不充分 2）浇注系统挡渣作用差 3）浇注温度低，不利于氧化物浮出	1）清洁炉料、加强脱氧 2）采用底注式浇道 3）提高铸型和浇注温度 4）出钢前用聚渣剂除渣 5）采用真空熔炼或过滤净化
渣孔	铸件的内部或表面夹有渣料，吹砂后铸件表面形成孔洞	1）渣料太稀，出钢前未扒净 2）炉嘴上的杂物未清理干净 3）浇注时，挡渣不好 4）浇注系统挡渣作用差	1）出钢前适当调整渣料成分，增大黏度便于扒渣，并使用聚渣剂 2）认真清理炉嘴上的浮砂或杂物 3）浇注前适当镇静钢液以利浮渣 4）浇注时挡好渣或采用带挡渣板的茶壶式浇包 5）改进浇道设计或采用过滤器
鼓胀	在铸件较大平面上局部凸起	1）制壳用耐火材料的杂质含量高；黏结剂的高温性能差，使型壳在高温金属液的作用下产生变形 2）浇注温度过高 3）型壳面层硬化不透	1）使用杂质低的耐火材料，选用合适的黏结剂，提高型壳高温强度 2）降低浇注温度或采用填砂浇注 3）保证型壳面层硬化透 4）增设工艺孔
铸瘤	铸件表面凸起的金属小瘤	1）涂料中的气泡未被排除 2）上涂料时蜡模拐角或沟槽处有气泡夹在涂料中	1）涂料镇静或真空除气 2）上涂料时用毛刷或气嘴仔细排除夹在蜡模拐角或沟槽处的气泡
表面凹陷	铸件表面局部凹陷	1）蜡模表面缩陷 2）型壳分层，型壳面层向内鼓胀	1）用表面无缩陷的蜡模 2）严格制壳工艺，避免涂料堆积，保证硬化、风干充分 3）仔细清理浮砂，降低过渡层涂料黏度

续表 5.2-173

名称	缺陷特征	产生原因	防止方法
鼠尾	铸件表面有不规则的浅沟条纹	1）型壳面层热膨胀系数大而背层小，在加热过程中面层开裂翘起 2）涂料面层和背层结合不牢 3）脱蜡时间过长 4）型壳过湿就入高温焙烧炉焙烧 5）铸件大平面向上	1）合理选用型壳面层和背层的耐火材料 2）仔细清理浮砂，降低过渡层涂料黏度以增强涂层间结合力 3）缩短脱蜡时间 4）型壳过湿不易进高温焙烧炉 5）尽量避免铸件大平面向上，必要时应设工艺肋来防止此类缺陷
夹砂	铸件表面局部呈翘舌状金属痕块，痕块与铸件间有片状型壳		
冷豆	在铸件表面嵌有未完全熔合的金属颗粒	1）浇注系统不合理，浇注时金属液产生飞溅 2）浇注时冲击力过大，金属液在型腔内产生飞溅	1）合理设计浇注系统，使金属液平稳进入型腔 2）浇注时，适当降低浇包与铸型间的距离，避免产生飞溅
冷隔	铸件上有边缘圆钝的穿透或不穿透缝隙	1）浇注温度或铸型温度低 2）内浇道面积小 3）浇注速度慢 4）浇注时断流	1）提高浇注温度和铸型温度 2）合理设计内浇道 3）提高浇注速度 4）防止断流
浇不到	铸件残缺或棱角不清晰	1）浇注温度或铸型温度低 2）浇注速度慢 3）铸型排气不畅 4）内浇道设计不当，金属液流程过长	1）提高铸型和浇注温度 2）提高浇注速度 3）增设排气孔或改善型壳透气性 4）改变内浇道的位置或增加数量
脱碳	铸件表面层碳的含量低于基体 全脱碳层 半脱碳层 总脱碳层	1）浇注金属液和铸型的温度偏高，铸件的冷却速度慢 2）铸件冷却环境气氛氧化性太强	1）适当降低铸型和金属液的温度，加快铸件的冷却速度 2）在铸型周围，人为地造成还原性气氛
变形	铸件几何形状和尺寸不符合图样要求	1）熔模变形 2）型壳变形 3）铸件冷却快，产生的内应力过大 4）铸件结构不合理，使其冷却速度相差过于悬殊 5）浇注补缩系统设计不当	1）采用优质模料，控制制模工作室温度或采用矫正胎膜 2）采用高温变形性小的制壳材料 3）减慢铸件的冷却速度 4）改进铸件结构或增设防变形肋 5）改进浇注补缩系统设计 6）矫正铸件
铸件脆断	铸件脆断裂，断口晶粒粗大，呈冰糖状	1）钢液中脱氧剂铝加入量过多 2）钢中S、P等杂质含量过高 3）钢液严重过热 4）钢液吸氢严重，造成氢脆	1）严格控制脱氧剂铝的加入量 2）采用洁净炉料；提高炉衬质量 3）严格控制熔炼工艺，防止钢液过热和吸氢

编写：姜不居（清华大学）
吕志刚（清华大学）

第 3 章　定向凝固铸造

1　概述

定向凝固铸造是铸造中一项具有重大意义的技术，它主要用于制造燃气轮机热端部件的高温合金零件，尤其是航空航天发动机中的涡轮叶片。这类叶片工作在发动机中承受温度（以下简称承温）最高、应力最复杂、环境最恶劣的环境下，被视为发动机关键件中最重要的零件。涡轮工作叶片的性能水平特别是承温能力是航空发动机性能的重要标志，在某种意义上反映了一个国家航空工业的水平。定向凝固铸造正是为提高发动机涡轮工作叶片的承温能力而出现的一项先进技术，其应用显著地提高了高温合金的性能水平，促进了航空发动机的发展，它是铸造技术中一个重要的里程碑。

20 世纪 60 年代中期，美国 P&W 公司的 Versnyder 及其同事们最先发现：将合金的晶界定向排列平行于主应力轴向，高温下作用在脆弱晶界上的应力会最小，从而延缓裂纹形核，提高蠕变持久寿命。于是他们首先在高温合金领域采用定向凝固铸造技术，使合金的晶粒沿热流方向定向排列，基本消除了垂直于应力轴的薄弱的横向晶界，从而得到定向凝固柱晶组织，这使铸造合金的力学性能上了一个新台阶，在此基础上又发展出了定向凝固单晶铸造技术，并很快用于叶片生产。20 世纪 70 年代，美国相继在军用和民用航空发动机上使用 PWA1422 定向凝固柱晶高温合金叶片，80 年代又在 F100 发动机上使用 PWA1480 定向凝固单晶高温合金叶片。定向凝固技术与铸造高温合金的发展使铸造高温合金的承温能力大幅度提高，从铸造等轴晶高温合金、定向凝固柱晶高温合金到第三代单晶高温合金，承温能力提高约 150℃。这为提高发动机的推重比（功重比）提供了必要条件。例如，采用第二代单晶高温合金 PWA1484 的美国第四代发动机 F119（推重比 10）的涡轮前温度达 1 677℃，比采用第一代定向凝固柱晶高温合金 PWA1422 的 F100 发动机（推重比 8，涡轮前温度 1 370℃）提高约 300℃。因此，各国在役和在研的先进航空发动机都采用定向凝固铸造的柱晶或单晶高温合金叶片。定向凝固铸造技术不仅应用在涡轮叶片上，而且还应用到发动机的许多热端部件上。美国的 Howmet 公司、GE 公司、PCC 公司、Allison 公司以及英国的 RR 公司、法国的 SNECMA 公司、俄罗斯的 SALUT 发动机厂等都大量生产定向和单晶零件，包括涡轮工作叶片、涡轮导向器叶片、叶片内外环、封严块、喷嘴等，这些零件广泛用于军用和民用飞机、航天飞机、坦克、舰船、地面燃机、导弹、火箭等。图 5.3-1 示出铸造等轴晶高温合金叶片、采用定向凝固铸造技术制造的定向凝固柱晶高温合金叶片和单晶高温合金叶片。定向凝固技术较为突出的另一个应用方面是电子元器件制造和半导体材料制造方面，如制造单晶硅等。

我国定向凝固铸造技术的研究起步于 20 世纪 60 年代后期，迄今采用定向凝固铸造技术已研究成功多种定向凝固柱晶高温合金和单晶高温合金，并分别用于各种先进航空发动机。自行研制的 DZ4 合金已用于大批生产某发动机的涡轮叶片和导向叶片，DZ22、DZ125 和 DZ125L 等合金已用于先进发动机的研制和生产，这些叶片有十分复杂的内冷通道，充分体现了我国熔模铸造和定向凝固技术的水平。我国研制的低成本第一代单晶高温合金 DD3 已用于某型号发动机，已研制成功含铼较低的低成本第二代单晶高温合金 DD6，其力学性能与美国第二代单晶高温合金 PWA1484 相当，并用于研制先进的航空发动机空心涡轮工作叶片。我国主要的航空发动机制造单位已基本掌握了定向凝固铸造技术，并应用于定向凝固柱晶高温合金叶片的批量生产，定向凝固单晶高温合金叶片铸造技术还处在实验室和小批量研制阶段。在电子材料制造方面，定向凝固技术已取得了显著进步，1997 年研制成功直径达 306 mm 的单晶硅，2002 年又研制成功我国第一根直径 450 mm 的单晶硅和 306 mm 的红外光学单晶锗。

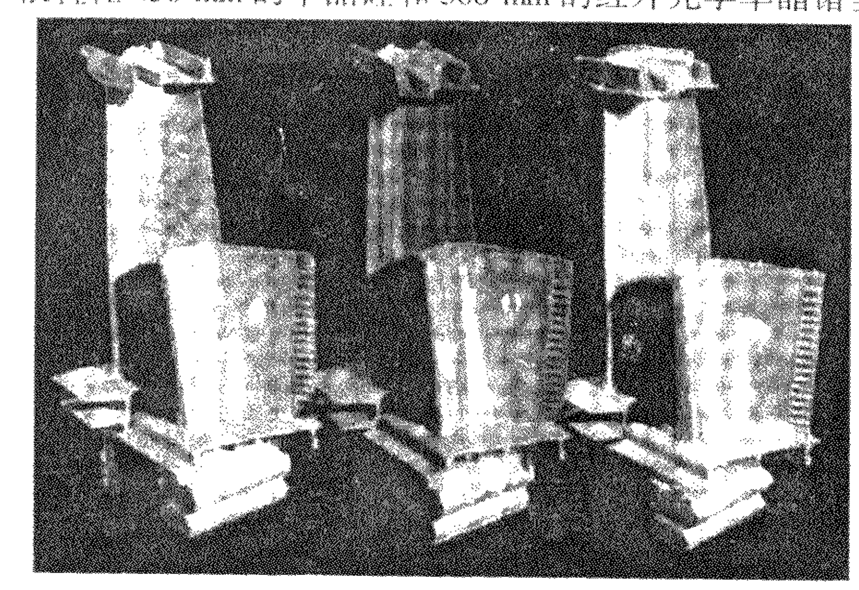


图 5.3-1　铸造等轴晶高温合金叶片（左）、定向凝固柱晶高温合金叶片（中）和单晶高温合金叶片（右）

2　定向凝固铸造原理

2.1　金属凝固热流

铸造通常是将液态合金浇入到合适的铸型中，通过一定的方式冷却凝固，形成金属铸件。在凝固过程中，铸件放出热量的方式对其铸造组织有重大的影响，所以热流的控制十分重要。

在普通铸造时，由于固态和液态金属的热导率比铸型的大得多，所以主要的温度梯度是在铸型内。为了研究方便和数学上简化起见，可将铸造凝固过程简化如图 5.3-2 所示，圆柱形铸型内径为 D、厚度为 d，并假设铸型的外表面温度保持为 T_0，液态金属的温度为熔点 T_m（即无过热），铸型的热导率为 λ_m，此时仅可通过铸型壁散热。由此，得到热流必须满足与时间有关的 Laplace 方程为

$$\frac{\partial^2 T}{\partial r^2}+\frac{1}{r}\times\frac{\partial T}{\partial r}=\frac{1}{a_m}\times\frac{\partial T}{\partial t},\ a_m=\lambda_m/(\rho_m c_m)\quad(5.3\text{-}1)$$

式中，a_m 为热扩散系数；ρ_m 为铸型密度；c_m 为铸型比热容；λ_m 为铸型热导率；T 为距圆柱体轴线的径向距离为 r 处铸型的温度；t 为时间；r 为距圆柱体轴线的径向距离。

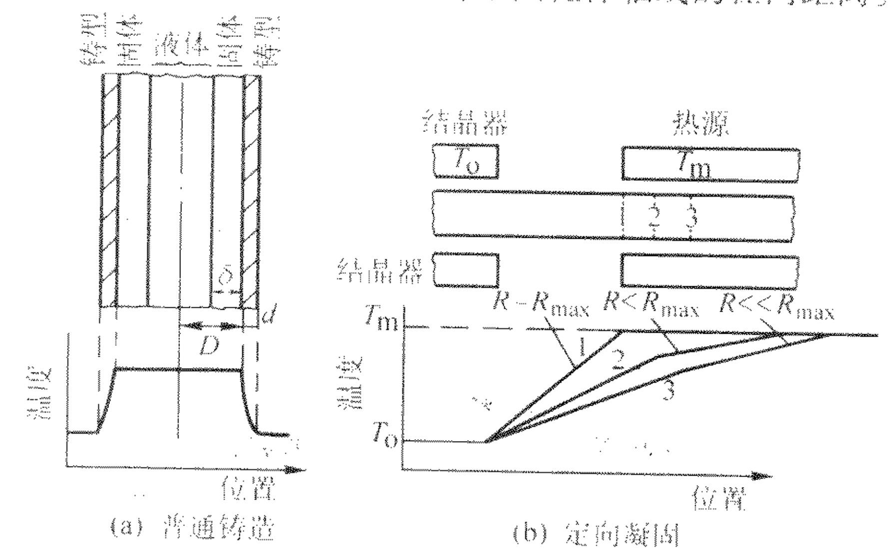


图 5.3-2　浇入合金熔液后的铸型及温度分布示意图

对方程式进行求解，可得出已凝固的金属厚度 δ 的表达式：

$$\delta = \left(\frac{T_m - T_0}{\rho_m L_f}\right)\left[\frac{2}{\sqrt{\pi}}\left(\frac{\lambda_m}{\rho_m c_m}\right)^{1/2}t^{1/2} + \frac{\lambda_m}{2D}t\right] \quad (5.3\text{-}2)$$

式中，L_f 为合金的结晶潜热；ρ_m 为铸型密度；c_m 为铸型比热；λ_m 为铸型热导率；T_m 为液态合金的温度；T_0 为铸型外表面的温度；t 为时间；D 为铸型内径。

从式中可以看出，固态生长率随着固液界面向铸件中心推进而降低。

在定向凝固时，固/液界面通常是以一定的速率 R（在凝固过程中大部分时间变化很小，可视为恒速）从温度低于合金熔点的固态区向液态熔液推进，因此沿着凝固的材料中形成了温度梯度。假设固液界面为平面，并以速度 R 推进，则其热平衡方程为熔化热等于固液态合金热导率之差，即

$$\lambda_S G_S - \lambda_L G_L = \rho_S L_f R \quad (5.3\text{-}3)$$

式中，λ 为热导率，下标 S 表示固态，下标 L 表示液态；G 为温度梯度，下标 S 表示固态，ρ 为密度，L_f 为结晶潜热；R 为凝固生长速率。

从式中可以看出，R 取决于 $\lambda_S G_S$ 与 $\lambda_L G_L$ 之差，且 R、G_S 和 G_L 不是独立的变量。对于大部分凝固过程而言，固/液界面两边的温度是稳定的，只是固液界面的位置是变化的，因此 R 是不变的。但是，在凝固开始和凝固结束时，固/液界面两边的温度为不稳定的状态，R 是变化的。当 $G_L \to 0$ 时，在熔液内不过冷的情况下 R 达到最大值 R_{max}，而且 R_{max} 随着 G_S 的增加而增大。当 $R < R_{max}$ 时，G_S 和 G_L 的值将满足式(5.3-3)，并且与设备所决定的宏观温度梯度一致。显然，R 值低，G_L 值就高。G_L 是影响微观凝固形态的重要参数。

2.2　定向凝固实现条件与结晶组织

根据合金凝固理论，合金凝固过程中平面凝固界面稳定性的条件为

$$\frac{G_L}{R} \geqslant \frac{-mC_0(1-k_0)}{D_L k_0}\quad\left(\text{或} \geqslant \frac{T_L - T_S}{D_L}\right) \quad (5.3\text{-}4)$$

式中，G_L 为固液界面处液态金属温度梯度；R 为凝固生长速率；m 为合金液相线的斜率；C_0 为合金原始成分；k_0 为合金平衡分配系数；D_L 为液态金属的溶质扩散系数；$T_L - T_S$ 为合金的结晶温度范围。

纯金属熔液在凝固过程中不发生成分的变化，故其各部分的液相线温度 T_L 是一个恒定值，这样纯金属熔液内不存在着成分过冷现象。与纯金属熔液不同，合金熔液存在着成分过冷，即凝固过程中合金熔液成分随时间变化，因此其液相线温度 T_L 相应改变，且由合金性质、凝固生长速率和凝固界面所在位置而定，如图 5.3-3 所示。当合金熔液中实际温度分布为 T_1 和 T_2 时，温度梯度虽是正值，但仍有过冷区出现，若过冷度大到足以使液相形核，则将破坏柱状晶的正常成长；当合金熔液中实际温度分布为 T_3 时，合金熔液温度梯度超过该处合金液相线温度梯度，才没有成分过冷。

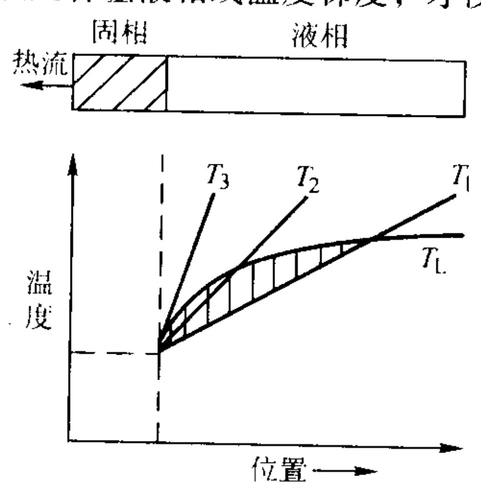


图 5.3-3　成分过冷示意图

温度梯度 G 与凝固生长速率 R 的比值 G/R 是合金凝固区生长形态的特征参数，不同的 G/R 比值，会获得不同的结晶组织。G/R 值小时，凝固界面前方合金熔液内自己生核，形成等轴晶组织。G/R 值较小时，通常为树枝状凝固界面，得到树枝状的柱状晶组织，目前工业生产中的定向凝固柱晶高温合金和单晶高温合金铸件的结晶组织都属于这一类。G/R 比值增大到某临界值以上时，则凝固界面为胞状，得到胞状的柱状晶组织。当 G/R 比值很大时，凝固界面为平面状，得到条状的柱状晶组织。凝固界面结晶形式与 G、R 值的关系如图 5.3-4 所示。

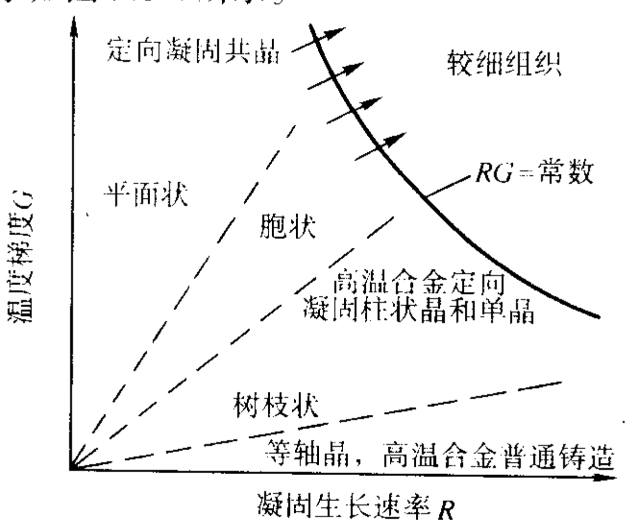


图 5.3-4　温度梯度 G 和凝固生长速率 R 对凝固界面结晶形式的影响

因此，在进行定向凝固时要得到连续完整的柱状晶组织，必须满足以下两个基本条件：①在整个凝固过程中，铸件的固液相界面上的热流应保持单一方向流出，使生长晶体的凝固界面沿一个方向推进；②结晶前沿区域内必须维持正向温度梯度，以阻止其他新晶核的形成。

当合金熔液注入型壳，首先同水冷结晶器（激冷器）相遇，于是靠近结晶器的合金熔液迅速冷却至结晶温度以下而开始结晶，此时形成晶粒的位向是混乱的。在随后的凝固过程中，又由于热流是通过已结晶的固体合金单方向地向结晶器散热，且结晶前沿是正向温度梯度；又由于立方晶系的金属及合金（Ni、Fe、Co 等及其高温合金）在结晶过程中 <100> 为晶体的择优取向，长大速度最快；从而使那些具有 <100> 方向的晶粒择优长大，结果抑制了其他方向晶粒的生长。只要上述定向凝固条件保持不变，则取向为 <100> 的柱状晶继续生长，直到整个铸件，如图 5.3-5 所示。

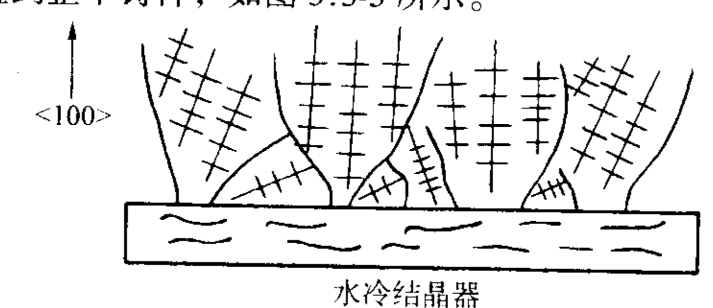


图 5.3-5　晶体定向生长示意图

定向凝固的结晶组织与凝固参数即温度梯度 G 和凝固生长速率 R 有密切关系。温度梯度特别是凝固区域附近的温度梯度 G 是控制定向凝固过程的关键参数。多年来定向凝固工艺的改进多着眼于此，如最初的功率降低法，G 值小于 10℃/cm，而现在的液体金属冷却法则达到 200℃/cm 以上。G 值越大，合金的凝固区域越窄，铸件的补缩越好，疏松越少，组织越致密。凝固生长速率 R 值越大，则凝固过程越短，生产效率越高。

定向凝固工艺对铸造合金组织的影响很大，主要是晶粒从普通铸造的等轴晶组织变成了择优取向平行生长的柱状晶组织，这种变化使定向凝固柱状晶高温合金的性能具有各向异性，其柱状晶生长方向上合金的性能比其他方向上合金的性能提高很多。定向凝固单晶高温合金得到的组织则完全没

有晶界，整个铸件为单个晶粒，其各向异性表现得更加突出。一般来说，<100>方向的综合性能最佳，因此定向凝固柱晶铸件的晶体生长方向平行于主应力轴。单晶铸件的<100>生长方向即为其使用过程中的主应力方向，这样的晶粒组织改善合金蠕变断裂寿命和疲劳性能。

一般情况下，对于一定的合金，冷却速率越快，则局部凝固时间越短，该合金晶体的二次枝晶臂间距越小。二次枝晶臂间距细小，意味着合金组织均匀致密，强度和疲劳性能好。二次枝晶间距 S_2 和凝固生长速率 R、温度梯度 G 有如下关系：

$$S_2 \propto \left(\frac{T_L - T_S}{RG}\right)^n, \quad 1/3 \leqslant n \leqslant 1/2 \qquad (5.3\text{-}5)$$

式中，S_2 为二次枝晶间距；$T_L - T_S$ 为合金的结晶温度范围；R 为凝固生长速率；G 为温度梯度。

从上式可以知道，提高温度梯度和凝固生长速率将减小二次枝晶臂间距，从而提高合金的性能。

定向凝固柱状晶高温合金及单晶高温合金的最显著的性能特点是蠕变及持久性能成倍提高，特别是塑性远高于普通铸造等轴晶合金。而对于拉伸性能而言，主要是明显改善了伸长率。定向凝固柱晶高温合金及单晶高温合金另一个显著的性能特点是其弹性模量小，从而它们的热疲劳性能成倍提高。

3 定向凝固铸造的主要方法和设备

定向凝固铸造的主要方法有发热铸型法、功率降低（PD）法、高速凝固（HRS）法和液态金属冷却（LMC）法等。发热铸型法是早期研究定向凝固时采用的方法，目前已经被淘汰。高速凝固（HRS）法是高温合金定向凝固技术中目前应用最广的一种方法，定向凝固柱晶高温合金和单晶高温合金铸件大都是采用这种方法生产的。液态金属冷却法尚处于实验室和小批量生产阶段。功率降低法、高速凝固法和液态金属冷却法的温度梯度依次提高。

3.1 发热铸型法

发热铸型法是早期研究定向凝固技术时采用的一种方法，如图5.3-6所示。为了控制冷却速度，用发热材料填充在铸型壁周围，并采用水冷结晶器冷却。合金液注入后，由于水冷结晶器的激冷导热，底部开始结晶，形成细小等轴晶层，以后晶粒择优取向，<100>取向晶粒优先生长，开始柱晶长大。在柱晶长大过程中，铸型周围的发热剂放热补充热流，使柱晶继续长大，直至过热逐渐消失，温度梯度 G 值减小，开始等轴晶的生长。发热铸型法简单便宜，其主要缺点是随凝固界面与水冷结晶器距离增大，G 与 R 值均迅速下降，使凝固界面形态发生变化。由于温度梯度在凝固过程中无法很好控制，同时其温度梯度相对较小，所以只是在早期研究中采用过此方法，目前工业生产上不采用这种方法和类似设备。

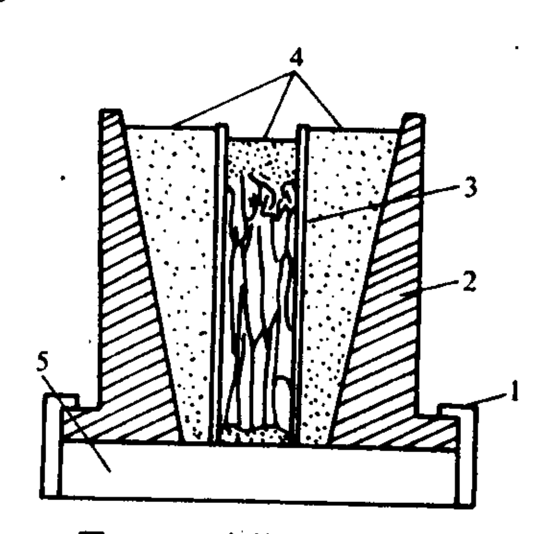


图 5.3-6 发热铸型法示意图
1—夹子；2—模套；3—型壳；4—发热剂；5—水冷结晶器

3.2 功率降低（PD）法

3.2.1 设备工作原理

PD法是最初用于生产规模的定向凝固叶片铸造方法，如图5.3-7所示。采用上下两段分开的感应圈并分别控制它们的功率，该装置的感应体一般由石墨制成，型壳放置于水冷结晶器上并置于感应体中，合金的熔化、铸型预热、浇注及铸件的凝固等均在真空下进行。型壳预热到合金的浇注温度后浇入合金熔液，首先停止下部线圈的功率而急速形成温度梯度，铸件在上高下低的温度梯度条件下从水冷结晶器处开始结晶并向上生长，随后逐渐降低上部感应圈的功率，保证柱状晶的生长直到全部凝固结束。

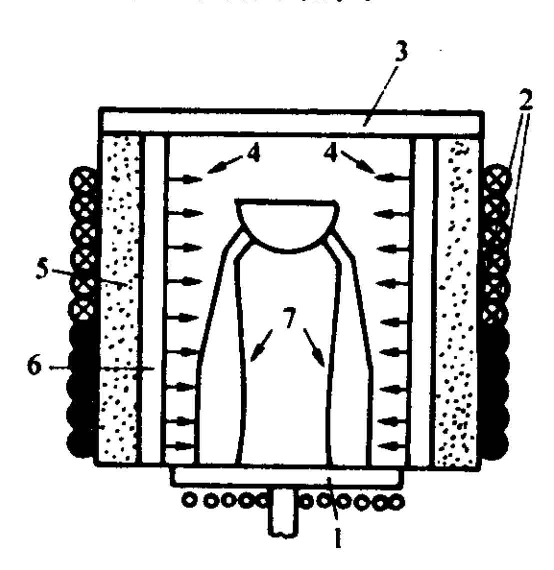


图 5.3-7 PD法示意图
1—水冷结晶器；2—螺旋感应圈；3—石墨盖；4—辐射热；5—绝热层；6—感应体；7—铸模

PD法的温度梯度一般为7～11℃/cm。在采用PD法的定向凝固过程中，随着枝晶生长前沿与水冷结晶器之间的距离逐渐增大，温度梯度不断减小。图5.3-8是采用PD法进行叶片状铸件定向凝固的传热计算结果。图5.3-8示出了凝固开始后铸件的温度分布情况。可以看出，温度梯度是逐渐减小的，从铸件根部的15℃/mm左右降至铸件尖部的2℃/mm左右。Giamei和Versnyder实际测试的结果表明：与上述计算结果相比，实际测试的温度梯度明显减小。采用最高的合金过热温度（约1 600℃）时，距水冷结晶器100 mm处的典型温度梯度为1℃/mm。

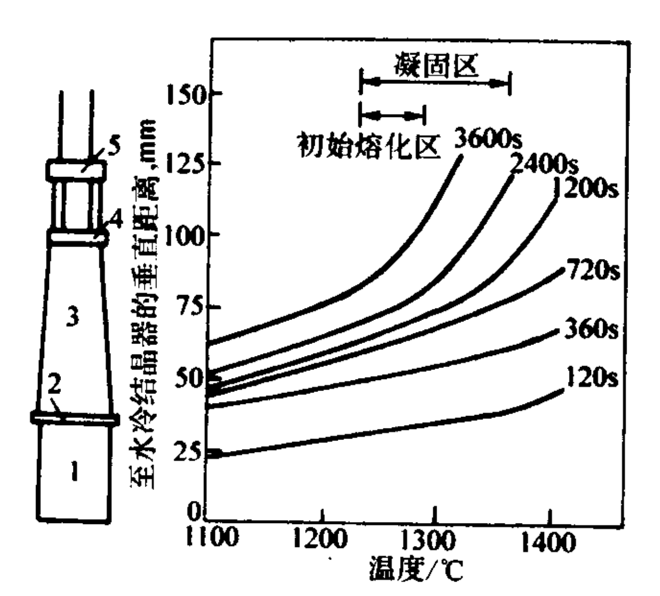


图 5.3-8 功率降低法进行叶片状铸件定向凝固过程的温度分布（计算值）
1—榫头；2—缘板；3—叶身；4—叶尖；5—冒口

3.2.2 设备的主要特点

PD法可以根据预定的冷凝曲线控制凝固生长速率 R，从而得到较满意的柱晶组织。缺点是：①周期长，生产效率低；②由于凝固过程中凝固区前方发生合金熔液的局部对流，容易在铸件表面产生链状分布的“雀斑”缺陷；③随着柱状晶的生长，凝固区逐渐远离水冷结晶器，温度梯度 G

和凝固生长速率 R 逐渐变小，铸件水平方向出现温度差，侧壁的型壳散热造成铸件组织在垂直和水平方向上的不均匀性。

3.3　高速凝固（HRS）法

3.3.1　设备工作原理

为了提高定向凝固速率，发展了 HRS 法，如图 5.3-9 所示。与 PD 法不同之处是在感应加热体下部安装一隔热挡板，并在水冷结晶器下有一个型壳抽出机构，使浇注后型壳随同水冷结晶器逐渐下移。隔热挡板挡住了感应体的辐射热，使型壳内未凝固区处于热区的高温下，而型壳移出部分的凝固区处于冷区，热流则由水冷结晶器通过传导传出，一部分热流则通过辐射向四周散热，从而使合金凝固界面前沿的温度梯度 G 值和凝固生长速率 R 值比 PD 法提高数倍。铸件质量和生产效率均显著提高，较长的定向叶片也可采用 HRS 法制造。

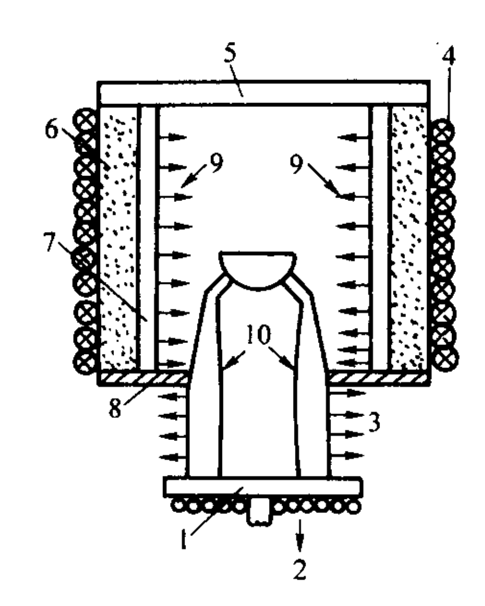


图 5.3-9　HRS 法示意图

1—水冷结晶器；2—下移方向；3—向炉壁辐射热；4—感应圈；5—石墨盖；6—绝热层；7—感应体；8—辐射挡板；9—辐射热；10—铸模

HRS 法能达到的温度梯度主要取决于处于辐射挡板下的热辐射特性和铸件的形状与尺寸，一般为 26 ~ 30℃/cm。显然，如果采用其他更有效的散热方法来替代单纯的热辐射散热冷却方法，将可提高 HRS 法的温度梯度。提高辐射挡板上方的型壳温度可提高 HRS 法的温度梯度，如将铸模加热方式从单区加热改为双区加热或三区加热，温度梯度可高达 90℃/cm。这样还能使辐射挡板上方的型壳温度更加均匀，使定向凝固工艺得到进一步改进。

3.3.2　设备的主要特点

与 PD 法相比，HRS 法具有明显的优点：①可以更好地控制冷凝曲线，很好的控制凝固生长速率 R，显著改善了生产的稳定性和可重复性；②缩短周期，提高生产效率；③凝固过程中温度梯度 G 和凝固生长速率 R 保持相对稳定，明显提高了铸件组织在垂直和水平方向上的均匀性；④凝固过程基本不受铸件尺寸影响，因此铸件尺寸受到工艺的限制较小。

3.4　液态金属冷却（LMC）法

3.4.1　设备工作原理

LMC 法是一种高温度梯度定向凝固方法，如图 5.3-10 所示。其特点是有一冷却剂槽 6，对冷却剂的要求是熔点低，沸点高，蒸气压低，且对高温合金的物理化学和力学等性能无影响。通常用的冷却剂为液态 Sn，它的熔点只有 505 K，沸点高达 2 540 K。浇注后的型壳从加热器中移出，逐渐浸入到低于约 300℃的液态 Sn 熔池中，使合金凝固界面上形成很大的温度梯度和凝固生长速率，一般情况下 LMC 法的温度梯度可达到 73 ~ 198℃/cm。

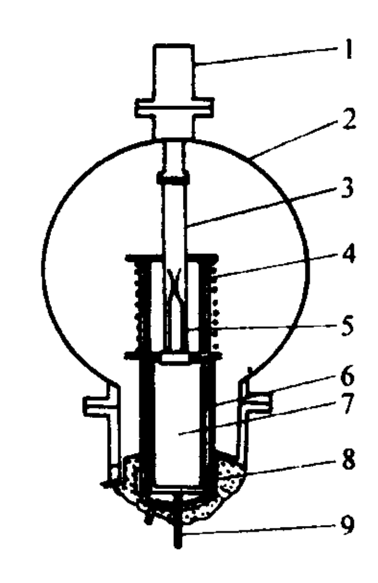


图 5.3-10　LMC 法示意图

1—下降机构；2—真空室；3—吊架；4—加热器；5—型壳；6—冷却剂槽；7—液态金属池；8—电热丝；9—转轴

图 5.3-11 示出了 LMC 法热区温度与冷却介质上部表面的温度对温度梯度的影响。当热区温度较低（< 1 500℃）时，冷却剂的温度对温度梯度无大的影响；当热区温度较高时，降低冷却剂的温度有明显的益处。搅拌是一种降低冷却剂温度、使整个冷却剂内温度保持均匀的方法。但强力搅拌与冷却剂温度的降低相结合会使这种工艺的效率受到热输入能力的限制。如同 HRS 法那样，热区与冷区之间的热屏蔽和挡板的设计对于有效地提高温度梯度、获得最佳的工艺过程是至关重要的。

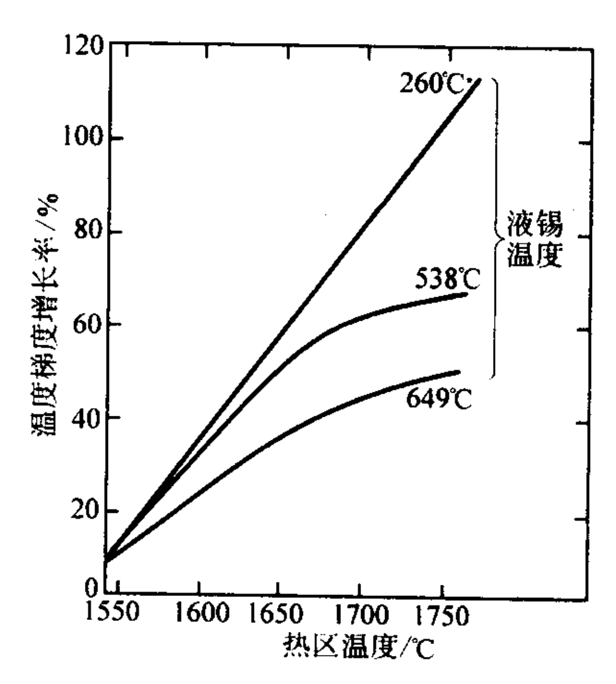


图 5.3-11　LMC 法热区温度与冷却剂槽温度对温度梯度的影响

采用在较低温度下仍能保持流动状态的冷却介质，可进一步改善定向工艺。在实验室用静止状态和搅拌状态的低熔点金属（约 70℃）作冷却介质进行定向凝固试验，结果表明，当制造直径为 12.5 mm 的圆棒时，冷却金属为静态和搅拌态情况下铸件的温度梯度分别为 150℃/cm 左右和 250℃/cm 左右，并能用来生产定向凝固的共晶复合材料和高温合金。

采用 LMC 法时必须注意的一个问题是冷却剂的选择。如果选择的冷却剂中含有 Bi、Pb、Ga、In 等对高温合金有害的元素，控制不当会造成合金污染，反而对合金不利。目前主要选择液态 Sn 作为冷却剂，也可选用液态 Al、Ga-In-Sn 等作冷却剂进行 LMC 法研究以及生产铸件。

3.4.2　设备的主要特点

与 PD 法和 HRS 法相比，LMC 法设备的主要特点在于其温度梯度比前两者高很多，因此广泛用于单晶合金的研制和单晶铸造理论研究，并用于小批量研制和生产，目前未能广泛应用在工业生产上。其原因主要有二个方面：首先用于规模生产的设备价格较为昂贵，其次在于冷却剂的选择。虽

然，目前液态 Sn 是主要的冷却剂，但对于高温合金来说，Sn是一种有害的杂质元素，如果工艺过程控制不当，很容易造成合金污染，从而使铸件报废。

4　定向凝固铸造工艺

4.1　定向凝固柱晶铸造工艺

鉴于目前大多数采用 HRS 法进行定向凝固柱晶工艺研究和铸件生产，所以在此着重叙述 HRS 法制造柱晶铸件。

4.1.1　热流的控制

定向凝固的目的是为了使铸件（铸锭）获得按预定方向生长的柱晶或单晶组织。

前已述及，实现定向凝固必须满足两个基本条件：①在整个凝固过程中，铸件的固液界面上的热流应保持单一方向流出，使生长晶体的凝固界面沿一个方向推进；②结晶前沿区域内必须保持正向温度梯度，以阻止其他新晶核的形成。

实现这两个条件的方法有多种，最简单的方法就是将合金液浇入到一端有良好散热条件而其余部分有良好绝热条件的铸型中。如图 5.3-12 所示，一个圆柱形铸型带一块温度恒定为 T_0 的水冷结晶器，铸型壁为不导热的理想绝热材料。当熔化温度为 T_m 的合金液浇入铸型后，热量只能从底部传出，因此形成了只沿圆柱体轴线的单向热流，铸件凝固从底部向顶部进行。由于液体的温度保持为 T_m，所以仅在已凝固的固体部分有温度变化，此时该静止系统线性热流的微分方程为

$$\alpha \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} = \frac{\partial T}{\partial t},\quad \alpha = \lambda / \rho c \qquad (5.3\text{-}6)$$

式中，T 为距水冷结晶器的距离为 x 处合金的温度；t 为时间；x 为距水冷结晶器的距离；ρ 为合金的密度；c 为合金的比热容；λ 为合金的热导率。

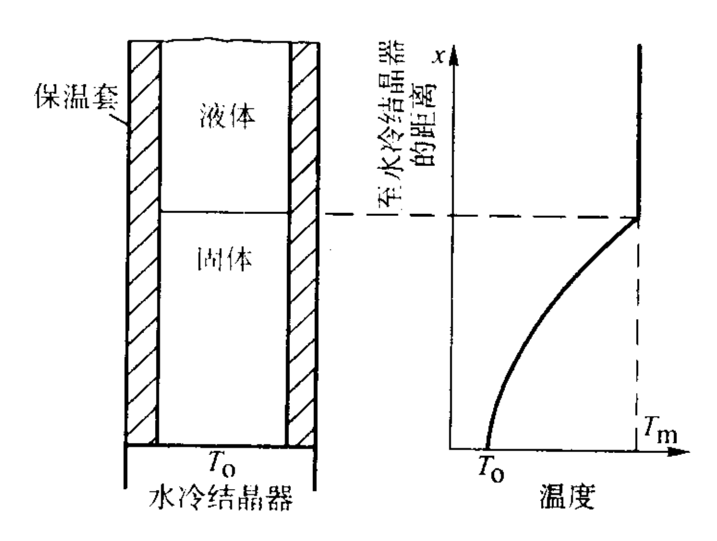


图 5.3-12　温度为 T_m 的合金液浇入底部冷却温度为 T_0、四周绝热良好的铸型后的温度分布示意图

此方程只有满足下列条件才能求解：①与水冷结晶器有良好的接触，即与水冷结晶器相接触的铸件部分保持恒温 T_0。②合金熔液没有过热。③没有熔化范围，即纯金属或共晶合金。但是，在实际铸造过程中，合金熔液是过热的，即合金熔液浇注温度高于熔点 T_m，因此不仅在已凝固的铸件内存在温度梯度，而且在凝固前沿的熔液中也有温度梯度，此时凝固产生的热量等于通过液相和固相传导的热量之差：

$$\lambda_S \left(\frac{\partial T}{\partial x}\right)^{固}_{x=X} - \lambda_L \left(\frac{\partial T}{\partial x}\right)^{液}_{x=X} = \rho L_f R \qquad (5.3\text{-}7)$$

式中，λ 为热导率，下标 S 表示固态，下标 L 表示液态；T 为距水冷结晶器的距离为 x 处合金的温度；x 为距水冷结晶器的距离；ρ 为合金的密度；L_f 为合金的结晶潜热；R 为凝固生长速率。

所以，铸件中的温度分布不是一条光滑曲线，在通过固液界面时其斜率有突变，如图 5.3-13a 所示。此外，铸件与底板间的界面对热流常有一定的阻力。所以，靠近水冷结晶器的铸件温度不会是恒定的，而是随着凝固的进行有所变化。首先凝固部分的温度 T'_0 降到水冷结晶器的 T^1_0，如图 5.3-13b 所示。

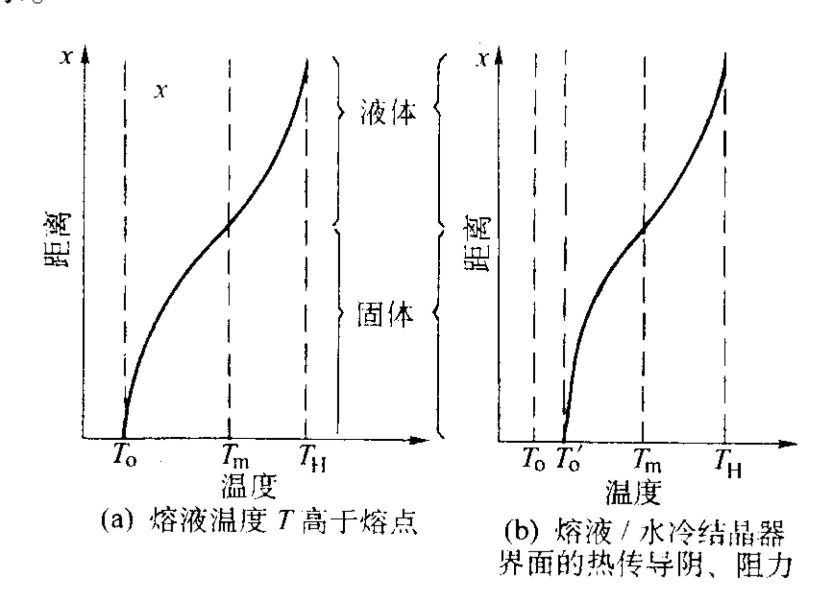


图 5.3-13　定向凝固铸造时铸件的温度分布示意图

这种定向凝固的实现方法取决于下列因素：零件的尺寸和形状；合金的某些物理性能，如结晶潜热、比热和密度等；铸型和水冷结晶器的热性能；合金液的初始温度以及水冷结晶器的温度。在凝固过程中，不能很好地控制局部凝固速度，也就不能很好地控制温度梯度，因此铸件各部位就会得到不同的显微组织。所以，不能简单地应用这种定向凝固方法。

定向凝固铸造是将液态合金浇入高于合金熔点的铸型中，并以一种预定的方式使温度逐渐下降，这样凝固前沿的推进速度将取决于来自热源的输入 $q_入$ 与水冷结晶器的热输出 $q_出$ 之差，并与合金的熔化潜热联系起来。因此，这种简单的定向凝固铸造方法的固液界面凝固生长速率 R 会逐渐下降，但原则上可以通过控制热输入来保持恒定的 R。既使如此，采用上述方法还是难以控制 G_L 这个重要的参数。

目前工业生产上定向凝固铸造广泛采用的是移动铸型法，也称为高速凝固法（HRS 法），它是从 Bridgman－Stockbarger 晶体生长炉技术发展来的。此法的特点是铸件以一定的抽拉速度从炉子加热器中移出，或者加热器移离铸件。在这两种情况下，加热器均保持很高功率，以维持加热器温度稳定。假设铸件的抽拉速度为 v，铸件固态部分中通过单向热流可用下列方程式来计算：

$$\alpha \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} - v\frac{\partial T}{\partial x} = \frac{\partial T}{\partial t},\quad \alpha = \lambda / \rho c \qquad (5.3\text{-}8)$$

式中，λ 为铸件的热导率；ρ 为铸件的密度；c 为铸件的比热容；T 为铸件的温度；x 为距固液界面的距离；v 为铸件抽拉速度；t 为时间。

将情况简化为一个半径为 r 而长度无限的圆柱形铸锭，它从温度为 T_H 的热区移入温度为 T_0 的冷区，并设坐标的 x 轴平行于圆柱体的轴而原点在热区与冷区的连接处，如图 5.3-14 所示。那么，上述方程的解必须满足边界条件：

当 $x \to +\infty$ 时，$T \to T_H$；

当 $x \to -\infty$ 时，$T \to T_0$。

此外，在固液界面上须有满足边界条件式（5.3-7）的热能量守恒。

图 5.3-14 示出了固液界面位置距热区与冷区连接点为 x 时的温度分布情况。当 v 增大时，x 便逐渐变小。由于铸锭总是通过表面冷却的，所以当 $x<0$ 时，就有径向热流。只有当 $x>0$ 时，在固液界面上由于固态铸锭导热产生纵向热流情况下，才能发生轴向凝固。因此当 $x=0$ 时，出现最大的实用速度 v_{max}。若凝固到达稳定状态（即 $\partial T/\partial t=0$），并

且通过铸锭表面进行牛顿传热（即 $q=h(T-T_0)$）时，则有

$$v_{\max}=\frac{1}{c}\left(\frac{2h\lambda_S}{r}\right)(Z^{1/2}-Z^{-1/2}),\quad Z=\frac{L_f+c(T_H-T_0)}{L_f+c(T_H-T_m)} \tag{5.3-9}$$

式中，c 为比热容；h 为与传热系数有关的常数；λ_S 为铸件的热导率；L_f 为合金的结晶潜热；T_H 为热区的温度；T_0 为冷区的温度；T_m 为合金的熔点。

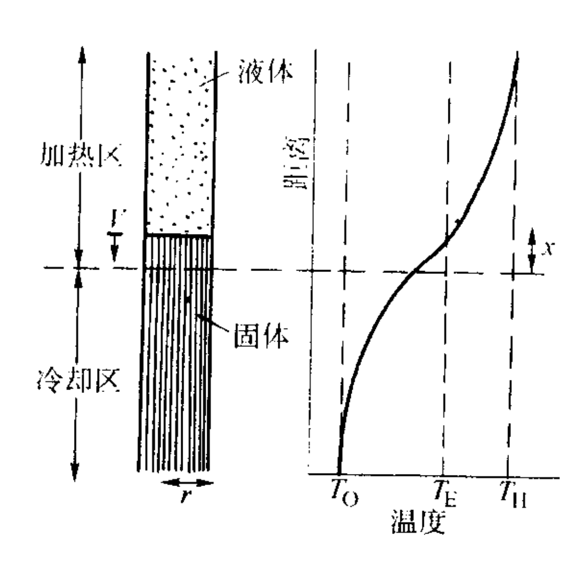


图 5.3-14　HRS 法定向凝固工艺及其稳态温度分布曲线示意图

因此，可以从提高冷却速度（即增加 h 或减小 r 或降低 T_0）或降低合金过热温度 T_H 来增大 $v_{\max}$。

HRS 法定向凝固时，热量是通过铸件向水冷结晶器传导以及通过铸型表面向外界辐射而散失的。前者在凝固开始时是主要的，后者则随凝固的进行而逐渐变得重要。要达到最大的温度梯度，关键是要使加热器向冷区的热辐射损失减到最小。为屏蔽辐射热以促进垂直于铸件横截面的定向热流，在炉子加热器底部设置挡板，在挡板上面有一个最接近铸件形状的开口，使固液界面保持在挡板之上。这个挡板实际上把热源（加热器）和散热器（外部）分开，因此可使铸件达到接近稳定的凝固状态。挡板与加热器之间有一个能使凝固前沿界面保持在挡板之上的最佳距离。

在 HRS 法定向凝固开始时，热量主要由铸件已凝固部分传到水冷结晶器上。随着凝固部分 X 的加长，传导的热量直线下降。温度为 T 的铸件已凝固部分的热量散失可表示为

$$q=(h_C+h_R)(T-T_0) \tag{5.3-10}$$

式中，h_C 为传导的传热系数；h_R 为辐射的传热系数；T_0 为水冷结晶器的温度；T 为铸件的温度。

即

$$h_C=\frac{\lambda_S}{X} \tag{5.3-11}$$

$$h_R=\frac{\sigma(\varepsilon T^4-\alpha T_0^4)}{T-T_0} \tag{5.3-12}$$

式中，T_0 为水冷结晶器的温度；λ_S 为铸件的热导率；σ 为 Stefan－Boltzmann 系数；ε 为铸件的辐射率；X 为已凝固部分的长度；α 为环境介质的吸热率；T 为铸件的温度。显然，h_C 随 X 的增大而逐渐减小，而 h_R 保持不变。若设 $\varepsilon=\alpha=0.5$，$\sigma=1.88\times10^{-7}$ W/(m^2·K^4)，$T=1\,590$ K，$T_0=0$，则

$$h_R\approx150\ \text{W/(m}^2\cdot\text{K)} \tag{5.3-13}$$

假设合金的 $\lambda_S=24.5$ W/(m·K)，则当 $X=10$ mm 时，$h_C=2\,450$ W/(m^2·K)。因此，最初是 $h_C\gg h_R$，但当 $X\approx160$ mm 时，两者变成相等。X 超过 160 mm 后，很快就达到稳定状态。固相界面、液相界面与时间的关系示于图 5.3-15。与功率降低法相比，高速凝固法的铸件凝固时间减少 3/4。

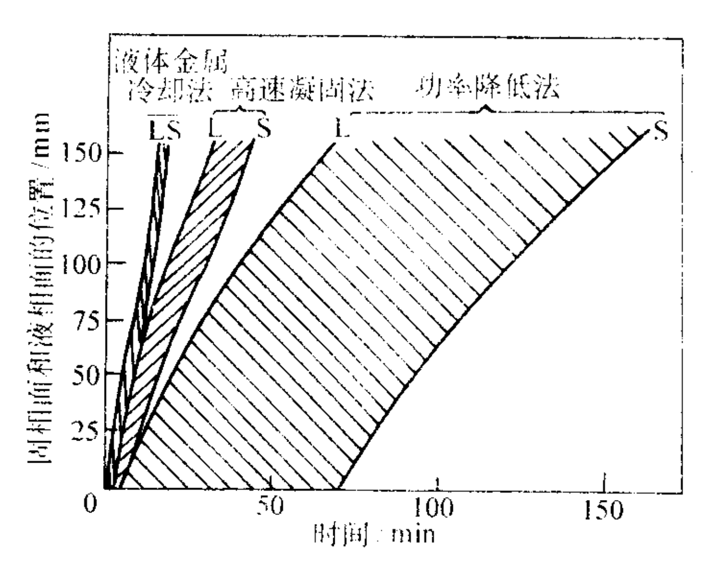


图 5.3-15　MarM200 合金在不同定向凝固工艺条件下固液相界面位置与时间的关系

如果达到了以辐射散热为主的稳定状态，就可以估算出控制铸件温度分布的各种因素。通过凝固前沿界面 $-x$ 处和 $-(x+dx)$ 处铸件横截面的热流量之差等于通过单位体积边缘的辐射热 q_R，即

$$q_{-x}-q_{-(x+dx)}=q_R \tag{5.3-14}$$

对于半径为 r 的圆柱形铸件来说

$$\pi r^2\lambda_S\left(\frac{\partial T}{\partial x}\right)_{-x}-\pi r^2\lambda_S\left(\frac{\partial T}{\partial x}\right)_{-(x+dx)}=2\pi r\sigma\varepsilon(T^4-T_0^4) \tag{5.3-15}$$

或

$$\frac{\partial^2T}{\partial x^2}=\frac{2\sigma\varepsilon}{K_S r}(T^4-T_0^4) \tag{5.3-16}$$

式中，λ_S 为铸件的导热率；r 为铸件的半径；T 为铸件的温度；T_0 为冷区的温度；σ 为 Stefan－Boltzmann 系数；ε 为铸件的辐射率。

但在稳定状态下，当 $\partial T/\partial t=0$ 时，方程式可以写成

$$\alpha\frac{\partial^2T}{\partial x^2}-R\frac{\partial T}{\partial x}=0 \tag{5.3-17}$$

式中，α 为环境介质的吸热率；T 为铸件的温度；x 为距固液界面的距离；R 为凝固生长速率。

所以

$$\left(\frac{\partial T}{\partial x}\right)_{x=X}^{液体}=\frac{2\alpha\sigma\varepsilon}{R\lambda_S r}(T_m^4-T_0^4)=G_S \tag{5.3-18}$$

式中，T 为铸件的温度；x 为距固液界面的距离；α 为环境介质的吸热率；σ 为 Stefan－Boltzmann 系数；ε 为铸件的辐射率；R 为凝固生长速率；λ_S 为铸件的导热率；r 为铸件的半径；T_m 为合金的熔点；T_0 为冷区的温度；G_S 为固液界面处铸件的温度梯度。

由边界条件式（5.3-7）可求出液体的温度梯度：

$$\left(\frac{\partial T}{\partial x}\right)_{x=X}^{液体}=\frac{1}{\lambda_L}\left[\lambda_S\left(\frac{\partial T}{\partial x}\right)_{x=X}^{液体}-\rho L_f R\right]=G_L \tag{5.3-19}$$

式中，T 为铸件的温度；x 为距固液界面的距离；λ_L 为液态合金的导热率；λ_S 为铸件的导热率；ρ 为铸件的密度；L_f 为合金的结晶潜热；R 为凝固生长速率；G_L 为固液界面处液态合金的温度梯度。显然，G_L 与 R、r 都密切相关。小半径铸件和慢凝固速度可得到较高的温度梯度。但是，从方程式（5.3-19）可以看出，如果 R 值超过临界值，G_L 将变成负值。因此，R 的临界值为

$$R_{临界值}=\left[\frac{2\alpha\sigma\varepsilon}{r\rho L_f}(T_m^4-T_0^4)\right]^{1/2} \tag{5.3-20}$$

式中，R 为凝固生长速率；α 为环境介质的吸热率；σ 为 Stefan－Boltzmann 系数；ε 为铸件的辐射率；r 为铸件的半径；ρ 为铸件的密度；L_f 为合金的结晶潜热；T_m 为合金的熔点；T_0 为冷区的温度。

从上述分析可以知道，HRS 法能达到的稳态最高温度梯度完全取决于方程式（5.3-18）中的热辐射特性和铸件尺寸。若采用其他更有效的散热方式来替代热辐射冷却，将可

使定向凝固工艺得到进一步改进。

4.1.2 铸件横截面的影响

影响定向凝固组织的因素主要有：①固液界面推进的形式（平面、曲面、粗糙面等）。②固液界面上的温度梯度。③凝固生长速率。

这些因素都与散热效率以及铸件中热流的局部方向有密切关系。设计定向凝固铸件必须保证热量能够沿着型壳拉出的方向快速传输；同时，还要维持高的温度梯度，这就给铸件的设计加上了一条限制。图 5.3-16 是定向凝固铸件横截面变化（直径的变化）的简单示意图。图 5.3-16a 示意的是直径突然减小的情况。图 5.3-16b 示意的是直径突然增大的情况。在前一种情况下，截面减小使温度梯度提高，在缩小了的截面部位中，凝固过程不再产生新的固相晶粒；在后一种情况下，截面增大导致了温度梯度降低。这就带来两种结果：①沿铸件的纵向热流方向被扭曲，因而枝晶的方向也将扭曲。②必须在与固态金属不接触的某一段铸件内，重新建立起最佳的组织形态。如果要得到相同的显微组织，就必须调整工艺参数，使之与局部的温度梯度相匹配。显然，最好让大尺寸截面先凝固，以避免在定向结晶组织中出现“异常”区。如做不到这一点，应使铸件截面逐渐变化而不是突然变化。

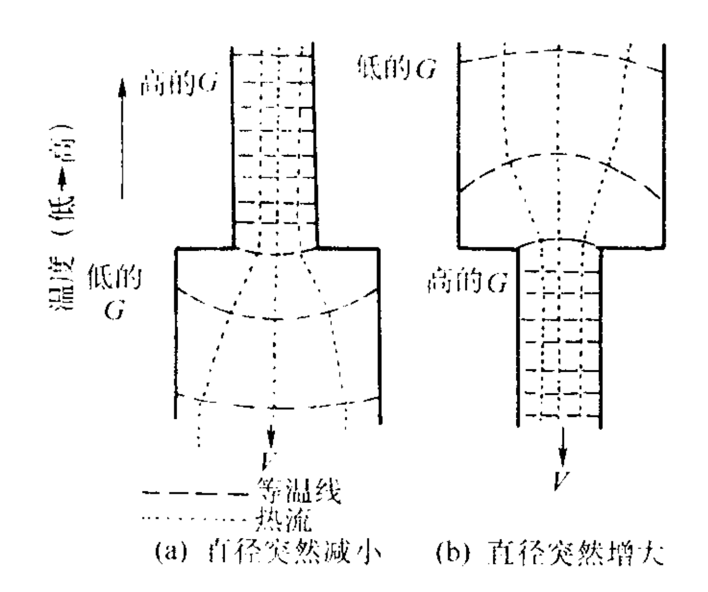


图 5.3-16 定向凝固铸件横截面变化（直径的变化）的示意图

Rabinovitch 和 Hauser 对 COTAC74 合金定向凝固时截面变化对合金显微组织的影响进行了研究。结果表明，截面突然减小的影响是在外角上形成镍的枝晶，由于在外角上终止了凝固，这可能是最后凝固的结果。但是、截面突然增大的影响较大，此时形成更多的枝晶组织，而且结晶组织排列不好。这表明，此时温度梯度降低较多，难以满足所需的 G_L/R 条件。

4.1.3 铸件的制造

从理论上讲，零件可用定向凝固的铸锭或接近零件形状的铸件切削加工而成。虽然常用这种方法在实验室里制造试样，并可使那些难以定向凝固的材料尽早应用，但是由于成本高，妨碍了它在工业生产中的应用。实际上，铸造技术已经发展到可以直接铸成定向凝固的无余量铸件，这些铸件常带有复杂的内通道，并要求有很少的加工余量。定向凝固工艺需要有比普通铸造工艺更好的合金熔液/铸型相容性，并要求能够很好控制热流以保证铸件的凝固连续地沿着预定方向进行。这些条件用普通铸造方法是难以满足的，特别是某些活性很高的共晶合金，它们需要很慢的凝固速度以便达到平面凝固，并要求精确控制合金成分。因此，与等轴晶铸造相比，定向凝固铸造需要在铸型材料等方面进行改进。

采用熔模铸造法生产铸件已经有几千年的历史。图 5.3-17 示出了生产定向凝固柱晶高温合金铸件的主要工序。

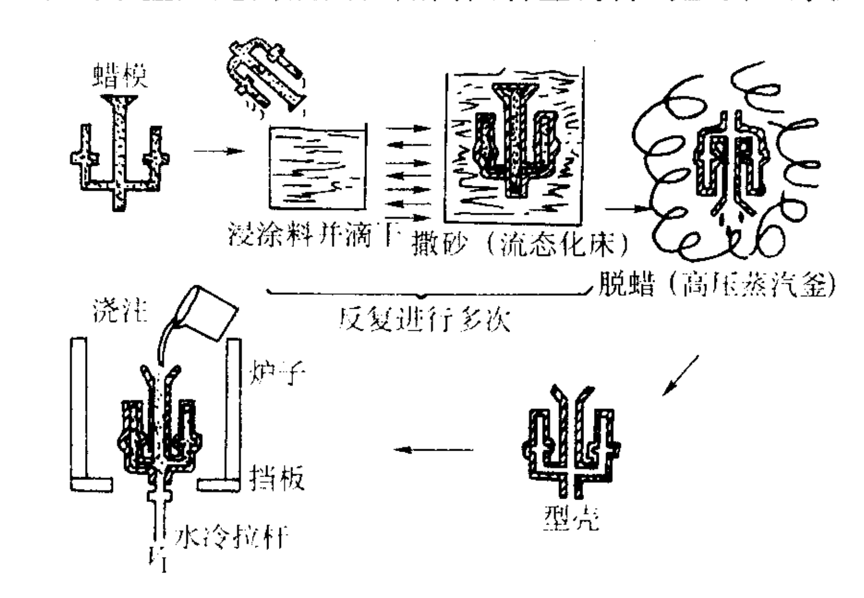


图 5.3-17 定向凝固柱晶高温合金铸件生产的主要工序

1）蜡模制备。用于定向凝固铸件的蜡模对表面粗糙度和尺寸精度提出了更高的要求，所以要求模料收缩率和灰分低、抗弯强度和热稳定性高。等轴晶铸造用的一般模料是难以满足要求的，因此必须改进模料。复杂的空心铸件还要求制备型芯，目前主要采用氧化硅基陶瓷型芯和氧化铝基陶瓷型芯。复杂的空心铸件要求更严格地控制热流，因而应采用合适的模组，以得到足够的温度梯度。定向凝固铸件模组的大小视铸件的复杂程度及工艺要求的温度梯度大小而定，每个模组可包含 1~20 件铸件。

2）型壳制备。当选择定向凝固柱晶铸件用陶瓷型壳材料及工艺时，必须考虑铸造高温合金的特殊性。这些合金含有许多化学活性强的合金元素（Ti、Al、Cr、Hf 等）；合金中还含有 C，它是强烈的还原剂；合金的熔化温度高；液体金属与型壳接触时间长；合金熔化和铸件凝固时真空度高。因此，型壳材料应具有许多特殊性能。要求陶瓷型壳材料的高温抗弯强度高、热稳定性好、尺寸稳定性高、化学稳定性强，并且脱壳容易。型壳是由精细的锆石粉（砂）、刚玉粉（砂）、硅砂、莫来石或电熔刚玉砂构成，粘结剂则用硅溶胶或硅酸乙脂。型壳逐层涂挂完毕后，进行干燥、加固、脱蜡，然后焙烧。

3）合金熔化与铸件浇注。合金熔化与铸件浇注通常在真空或惰性气体保护下进行。定向凝固时型壳加热到合金固相线温度以上，然后将过热的合金浇入预热的型壳，以较慢的速度从加热器内抽出，液态合金与型壳的某些部分接触时间长。液态合金与型壳接触时间的长短因材料或铸件而异，一般高温合金定向凝固柱晶铸件约 1 h 左右。

铸件浇注和定向凝固工艺涉及加热器温度、合金熔炼温度、合金液保温时间、合金液浇注温度、抽拉速度等工艺参数，上述工艺参数对高温合金定向凝固柱晶铸件的质量是至关重要的。定向凝固过程是高温合金定向凝固柱晶铸件研制和生产的关键过程，所以合理的选择和控制上述工艺参数对保证铸件质量具有十分重要的意义。

4）型芯脱除。如果铸件具有复杂的内通道（如气冷涡轮叶片），在铸造完成后，陶瓷型芯可用化学溶解法去除。型芯材料要有足够的稳定性和高温强度，以防止铸造时与液态合金相互反应及变形，但又要能够方便地从凝固后的铸件中去除。为保证铸件质量，必须对铸件中型芯的残留情况进行检查。

4.1.4 定向凝固柱晶铸造特点

1）型壳、型芯材料要求高。定向凝固过程中，型壳和型芯要长时间保持在高温下，这对型壳和型芯的高温性能和热稳定性提出了很高要求。在影响型壳和型芯材料性能的众多因素中，型壳和型芯的高温强度、热稳定性是首先要考虑的重要因素，这是与普通等轴晶铸造的主要差别之一。

2）浇冒口体积小，材料利用率高。定向凝固时，铸件单方向逐层凝固，相对普通等轴晶铸造其补缩容易控制和实现，浇冒口体积小。因此，材料的利用率比普通等轴晶铸造的高。

3）工艺参数要求严。定向凝固柱晶铸件的凝固是一个比较平稳的过程，凝固过程温度场的变化会使柱晶晶粒的生长方向和生长速率发生波动，有时会造成晶粒生长偏离预期的方向，导致铸件缺陷。因此，定向凝固柱晶的凝固过程工艺参数控制较严。

4）铸件收缩率小。由于定向凝固时，铸件是一般都是在真空条件下单方向逐层凝固的，铸件也是单方向逐渐冷却的，因此相对于普通等轴晶铸造体积凝固来说，其纵向收缩量小。

5）铸件尺寸精度高。采用定向凝固柱晶工艺制造的铸件尺寸精度比普通铸造方法制造的高。

4.1.5　质量控制

除了与普通铸造等轴晶铸件的要求相同外，定向凝固柱晶铸件的质量控制还必须特别注意下述方面：

1）晶粒组织　定向凝固柱晶铸件的晶粒组织要求与普通等轴晶铸件的不同。理想的情况下，铸件的所有晶粒均从一端平行生长到另一端。但是，在实际生产中是难以实现的。一般要求柱晶基本平行于铸件的主应力轴方向，最大偏离小于15°，两个相邻晶粒的夹角不大于25°。不允许有杂晶和等轴晶出现。

2）再结晶　柱晶铸件高温热处理或服役前由于机械作用而在表面发生塑性变形，在高温热处理或服役时，铸件表面将产生再结晶现象。再结晶对柱晶铸件的使用是有害的，因为再结晶组织自身缺乏足够的晶界强化元素而强度较低，并且存在垂直于主应力轴的横向晶界，所以再结晶部位成为铸件力学性能最薄弱处。在应力作用下再结晶部位易于生成裂纹，从而引起铸件破坏失效。因此，在制造定向凝固柱晶铸件时，必须充分重视这个问题，合理的选择和实施制造工艺，尽量避免或减轻再结晶。

4.2　定向凝固单晶铸造工艺

4.2.1　热流的控制

从热流控制角度来看，一般的定向凝固方法均可用来制造单晶。单晶工艺与柱晶工艺相比，主要差别是为保证铸件由一个晶粒构成而进行的晶粒生长过程控制。因此，浇注系统的设计有所不同，目前主要有两种浇注系统。一种是增设晶粒选择器，使一定数量的晶粒进入晶粒选择器的底部，而只有一个晶粒从晶粒选择器的顶部露出并长满整个铸件型腔。晶粒选择器一般采用小直径向上角度的螺旋体或几个直角转弯的通道。在定向凝固过程中，水冷结晶器上首先形成许多任意取向的晶粒，然后在择优取向生长机制下，<100>取向的晶粒优先生长，通常有2~6个<100>或<110>取向的晶粒进入晶粒选择器，经过2圈或3圈的螺旋体后，只有一个<100>晶粒出现于铸件型腔底部并生长，从而制得单晶叶片。另一种浇注系统是安装籽晶，即使铸件的凝固从一个籽晶上开始，在铸件凝固过程中籽晶就像是从晶粒选择器中刚生长出来的那一部分，随后晶粒继续向铸件上生长。铸件结晶取向与籽晶相同，图5.3-18是晶粒选择器示意图。

为了阻止型壳内各部分杂晶的形成，单晶型壳的预热温度和合金熔液的过热度比定向凝固柱晶的更高，典型的型壳温度为1 500~1 600℃，比定向凝固柱晶高出25~100℃，铸件凝固时的温度梯度也比定向凝固柱晶的高。

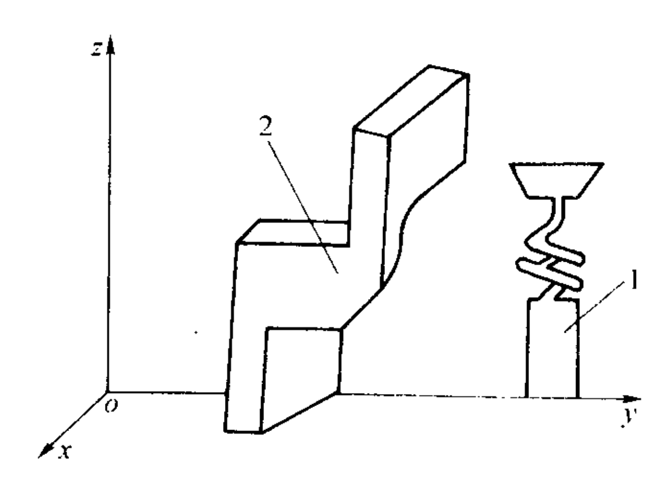


图5.3-18　晶粒选择器示意图
1—螺旋选晶器；2—直通道选晶器

4.2.2　铸件横截面的影响

与定向凝固柱晶叶片相似，单晶叶片也有截面形状和尺寸的变化，如叶身到缘板、缘板到榫头的形状和尺寸变化。这种情况下，必须调节单晶叶片在凝固过程中的热流，使位于辐射挡板附近的固、液相等温面近似水平。为此必须通过辐射挡板设计、型壳厚度以及型壳移动速度的调节来合理地控制热流，使挡板附近铸件基本保持水平的凝固界面。

4.2.3　铸件的制造

定向凝固单晶铸件的制造过程与定向凝固柱晶铸件的制造过程基本相同，两者的差别主要在于浇注系统和工艺参数。一方面，由于单晶铸件凝固要求有一个晶粒选择器或仔晶，而柱晶铸件则没有上述要求，因此单晶铸件的浇注系统比柱晶铸件的浇注系统要多出这一部分。另一方面，通常情况下单晶铸件的浇注温度和型壳保温温度都比柱晶铸件的高，单晶凝固所需的温度梯度比柱晶凝固的高。因此，需要考虑单晶铸件用铸型材料和单晶铸件用的熔注设备，尤其是在制造带有型芯的单晶铸件时，这方面的要求比柱晶铸件的要求更严。

4.2.4　定向凝固单晶铸造特点

定向凝固单晶工艺在铸件收缩率、材料利用率、铸件形状及尺寸方面与定向凝固柱晶工艺具有相同的特点，除此之外，单晶工艺还有如下显著特点。

1）合金纯净度高。单晶合金铸件要求纯净度高，除了要求母合金纯净度高外，在定向凝固过程中工艺要求非常严格，不能有二次污染，否则容易产生外来晶核，破坏单晶生长。同时，由于整个定向凝固过程中，合金熔液和型壳的温度比定向凝固柱晶时高，所以应严格控制工艺，防止合金熔液与型壳长时间接触而产生反应，避免产生夹杂物，防止固液界面前沿型壁生核而长大。

2）工艺参数要求严。定向凝固单晶铸造工艺参数控制非常严格，要有较高的液态合金温度梯度，即 G_L/R 数值足够大，以使液态合金成分过冷限制在允许的范围内，避免固液界面前沿由于温度梯度的影响而形成新晶核，否则很容易形成大角度晶界、等轴晶等结晶缺陷。

3）结晶取向控制严。因为单晶合金的性能显著存在各向异性，所以在定向凝固单晶铸造工艺中，晶体结晶取向控制是十分重要的。浇注系统的设计、凝固过程中温度场的分布、温度梯度的控制等因素都对单晶铸件的晶体取结晶向产生重要影响，而在其他铸造方法中，基本不考虑晶体结晶取向的因素，这是定向凝固单晶铸造工艺与其他铸造工艺的重大区别。

4.2.5　质量控制

1）晶体结晶取向　尽管是在充分考虑晶体取向控制的基础上制定单晶铸造工艺，但在实际生产中不可避免地发生晶体取向偏差，目前通常要求定向凝固单晶铸件晶体结晶方向与铸件主应力轴方向的偏差在15°以内。

2）小角度晶界、大角度晶界和杂晶　凝固过程中，当

达不到单晶生长的理想条件时，单晶铸件会产生小角度晶界、大角度晶界和杂晶等结晶缺陷，上述组织均会或多或少地对铸件性能产生不利影响，单晶铸件标准均会对这些组织做出详细的规定。

3）再结晶 因为单晶合金成分具有晶界强化元素甚少或者没有的显著特点，所以与定向凝固柱晶铸件相比，再结晶对单晶铸件的危害更大。因此，定向凝固单晶制造工艺必须考虑防止、减轻单晶铸件产生再结晶的措施。

4.3 定向凝固共晶铸造工艺

定向凝固工艺也用于制造定向凝固共晶高温合金铸件，这种合金是具有共晶成分的高温合金，属于自生增强的金属基复合材料，所以也可称之为自生共晶复合材料。这类合金的强化相和基体沿一定的结晶面同时生长，并且规则地排列。研究表明：定向凝固的共晶组织具有许多重要特性，其强度远优于一般铸造的共晶组织。定向凝固共晶铸造工艺与定向凝固柱晶铸造工艺相同，两者采用的设备相同，工艺特点相似，两者的差别主要在于所采用的合金类型不同。但是由于定向凝固共晶合金存在横向剪切强度低、抗氧化性能差以及生产率低、成本高等问题，目前未进入工程化阶段。

5 计算机技术的应用

5.1 定向凝固过程的测试与控制

计算机在定向凝固铸造的应用可以贯穿整个过程的各个环节，包括液态合金的化学成分分析与质量检测、定向凝固过程型壳抽拉速度、固液界面生长速率、铸件温度场的测试与控制等。特别是在制作复杂形体的空心涡轮片铸件时，对工艺参数进行实时控制可以改善定向凝固柱晶铸件和单晶铸件的组织、提高性能、保证铸件的质量。

5.2 定向凝固过程数值模拟

定向凝固过程数值模拟是国际上公认的先进制造技术领域中的前沿课题之一。它是在铸件成形系统进行几何有限离散的基础上，在数学模型支持下采用计算机通过数值计算来显示、分析及研究铸件凝固过程物理场，并结合相关的判据及方法来研究铸造合金凝固理论、优化工艺设计、预测及控制铸件质量的一种技术。所以，在定向凝固铸造中采用凝固过程数值模拟技术可为定向凝固工艺设计提供必要的数据，并在缩孔、杂晶等缺陷的预测方面发挥重要作用，这对提高定向凝固柱晶铸件和单晶铸件的质量和生产效率具有重要意义。目前，发达国家广泛采用凝固过程数值模拟技术，针对具有复杂形体的单晶涡轮叶片及其模组进行了大量的研究。美国的 GE 公司、P&W 公司、Howmet 公司、PCC 公司、美国空军研究与发展中心、联合技术公司研究中心以及法国 SNECMA 公司等在航空精密铸件的研究和生产中采用凝固过程数值模拟技术，达到了研究凝固理论、预测缺陷、分析和优化工艺方案、减少试验工作量、缩短试制周期、降低生产成本和提高质量的目的。一些研究者已将凝固过程数值模拟技术应用到第三代单晶合金铸件的研制中，取得良好效果。图 5.3-19 为我国某发动机单晶涡轮空心工作叶片凝固过程三维温度场数值模拟结果。可以预料，随着凝固过程数值模拟技术的进步和在定向凝固铸造中广泛而深入地应用，将有力地推动定向凝固铸造技术的发展。

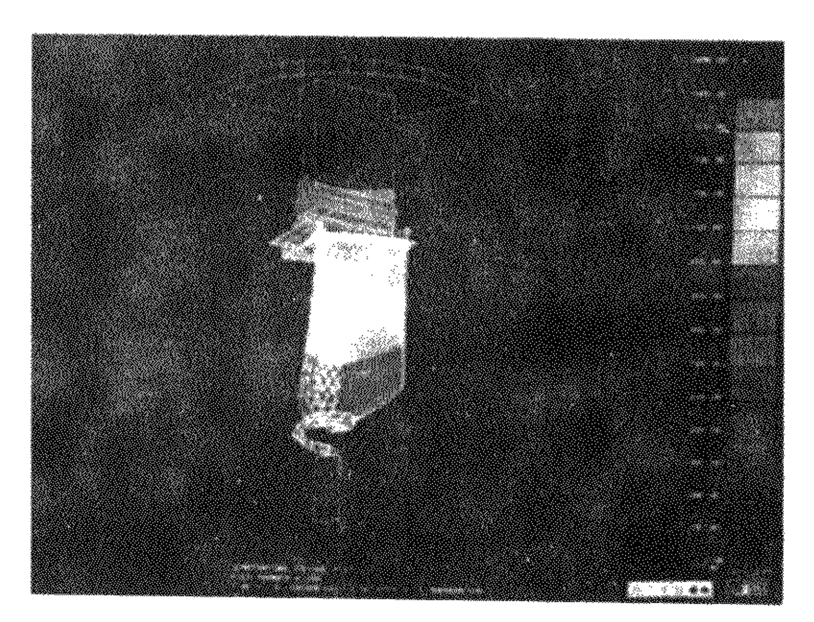


图 5.3-19 我国某发动机单晶涡轮空心工作叶片凝固过程三维温度场数值模拟结果

6 定向凝固铸造的发展前景

定向凝固铸造技术是一项应用很广的技术，目前主要在以下几个方面进行研究和改进。

1）抑制定向凝固过程中 C_L 的变化，以保持一致的显微组织。

2）提高 G_L/R 值，以获得力学性能优异的显微组织。

3）分别控制 G_L 和 R，以得到复杂铸件所要求的结晶组织。

4）改进定向凝固工艺，降低制造成本，提高铸件质量，从而提高生产效率。

定向凝固方法及设备是朝高温度梯度方向发展，因为更高的温度梯度意味着提高生产率、改善铸件质量。因此，许多研究者对目前常规的定向凝固设备进行改进，如在 HRS 法设备上加装吹气装置，降低辐射挡板下的铸件温度和加强辐射挡板下方铸件的散热。完善 LMC 法设备并扩大 LMC 法设备在定向凝固铸造中的应用也是定向凝固设备的发展方向之一。

随着航空、航天、舰船、地面燃机、坦克、导弹等的发展，对定向凝固柱晶高温合金铸件和单晶高温合金铸件的需求将不断增加，定向凝固铸造将以它不可替代的独特优势而得到较大发展。定向凝固铸造是将传统的铸造技术、先进的定向凝固技术和先进的材料技术集成为一体的21世纪的成形技术，也是材料铸造成形中具有广阔发展前景的先进技术。

编写：李嘉荣（北京航空材料研究院）
张宏炜（北京航空材料研究院）
殷克勤（北京航空材料研究院）

第 4 章　石膏型铸造

1　概述

1.1　工艺过程

石膏型铸造是以石膏作为主要造型材料的一种铸造工艺方法。按制造铸型起模和不起模可分为两大类，见表 5.4-1，其工艺过程见图 5.4-1。

表 5.4-1　石膏型铸造的分类

分类		制型工艺
熔模法（熔模石膏型）		使用蜡（熔）模，用石膏浆料灌制铸型，经干燥、脱蜡、焙烧后即可浇注与熔模铸造工艺类似，只是用石膏型代替熔模型壳
起模法	普通石膏型	用木模、金属模或橡胶模为母模，灌石膏浆后，待浆料固化，起出母模，经干燥、焙烧后浇注铸件。与砂型铸造相似，只是用石膏型代替砂型
	压蒸石膏型	灌制成的石膏型在石膏尚未干燥前，通蒸气处理以改进铸型的性能
	发泡石膏型	在石膏浆料中加表面活性剂，并高速搅拌使浆料发泡，从而灌制成多孔的石膏型

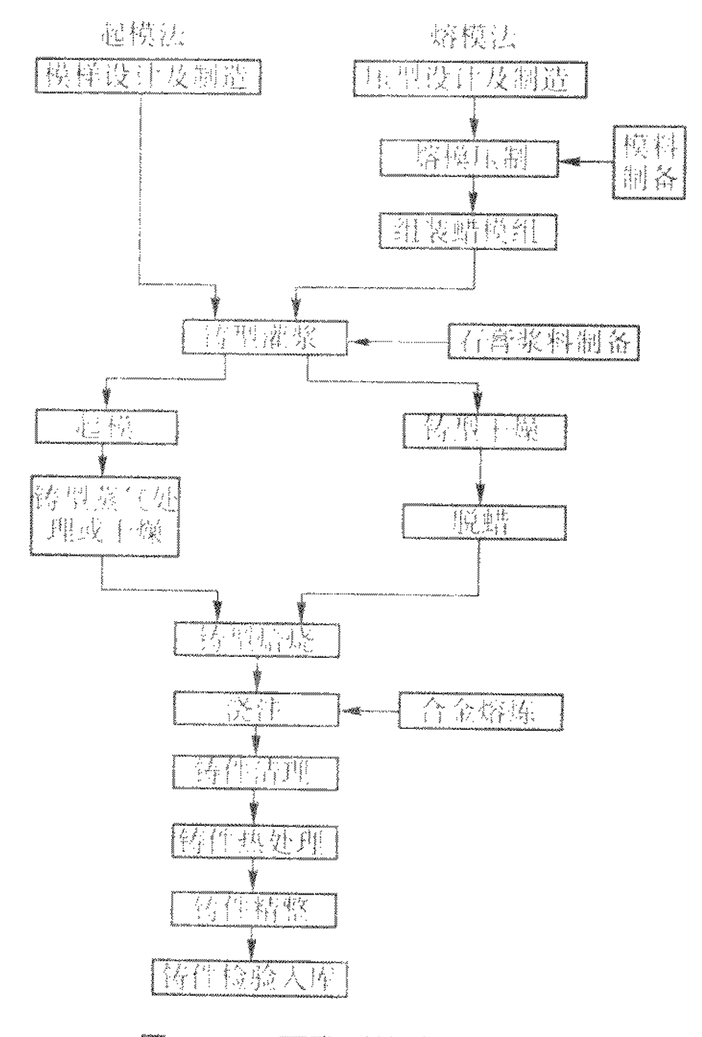


图 5.4-1　石膏型铸造工艺过程

1.2　工艺特点

1）石膏浆料的流动性好，凝结时有轻微的膨胀，所制铸型轮廓清晰、花纹精细，可铸出小至 0.2 mm 间隔内的凹凸花纹。该工艺与一般熔模铸造不同，不受涂挂工艺的限制，可灌注大中小铸型。

2）石膏型的导热性能很差，金属液浇入石膏型后散热缓慢，金属液保持流动性的时间长，故能生产薄壁铸件，最小壁厚可达 0.5～1.0 mm。但因铸型激冷作用差，当铸件壁厚差异大时，厚处容易出现缩松、缩孔等缺陷，应采取必要的措施加以防止。

3）石膏型透气性极差，铸件易形成气孔、浇不到等缺陷，要合理设置浇注及排气系统，防止这类缺陷产生。

4）石膏型溃散性好，易于清除。

5）成本高。石膏型焙烧时间长、能耗大，其成本是砂型的 5～10 倍。

6）石膏型的耐火度低，故适于生产铝、锌、铜、金和银等合金的精密复杂铸件。

1.3　应用范围

石膏型铸造适合于生产尺寸精确、表面光洁的精密铸件，特别适宜生产大型复杂薄壁铝合金铸件，也可用于锌、铜、金和银等合金。石膏型法生产的铸件尺寸已达 1 000 mm × 2 000 mm，质量从 0.03～908 kg，壁厚 0.8～1.5 mm（局部可为 0.5 mm）。铸件尺寸精度 CT4～CT 级、表面粗糙度 R_a = 0.8～6.3 μm。该法已被广泛用于航空、宇航、兵器、电子、船舶、仪器、计算机等行业的零件制造，也常用于艺术品铸造中。表 5.4-2 是用石膏型铸造的应用实例。

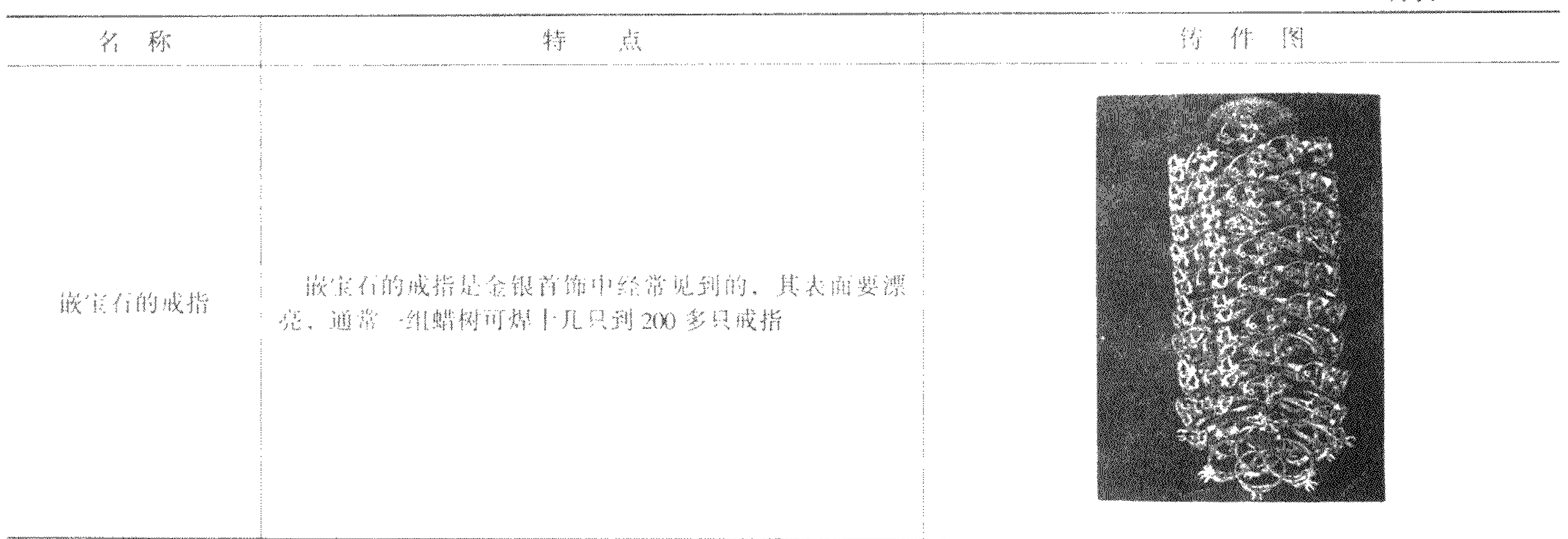
表 5.4-2　石膏型铸造的应用实例

名称	特点	铸件图
燃油增压器泵壳	波音 767 飞机上的燃油增压器泵壳，重 63 kg，为铝合金铸件，结构很复杂，其蜡模是由 22 个熔模组合而成，并使用 12 个可溶型芯。铸件上有大量的油路通道，其中心孔间距公差为 ±0.25 mm	
波导管	雷达用波导管，铝合金铸件。外表面要求不高；内腔多呈矩形，内通道精度要求很高，25 mm 以下时，内通道公差要求为 ±（0.05～0.1）mm，25～50 mm 时公差要求 ±（0.082～0.15）mm。表面粗糙度要求 R_a = 1.6 μm	R±0.1

续表 5.4-2

名称	特点	铸件图
叶轮	叶轮是铝合金铸件。它是发动机增压器、离心泵和压缩机等的关键零件。外径尺寸从 25 ~ 900 mm，叶片呈扭曲状，最小壁厚 0.5 mm。外径 100 mm 的叶轮其叶片间距公差 ±（15′ ~ 30′），叶片厚度公差 ± 0.13 mm，表面粗糙度 Ra = 1.6 ~ 3.2 μm	
塑料成形模具	塑料成形模具的材质为铍青铜或铝合金或锌合金。模具的尺寸公差要求如下： 100 mm 以下　±（0.10 ~ 0.15）mm 100 ~ 200 mm　±（0.10 ~ 0.20）mm 200 ~ 300 mm　±（0.20 ~ 0.35）mm 300 ~ 500 mm　±（0.35 ~ 0.50）mm 500 ~ 700 mm　±（0.50 ~ 0.80）mm 模具型腔表面纹路清晰，表面粗糙度值低	
鞋底模具	塑料鞋底种类繁多，花纹复杂，右图为铝合金鞋底模具	
橡胶轮胎模具	石膏型能正确复制出轮胎的复杂结构，是制作铝合金轮胎模具的主要方法	
橡胶球体模具	石膏型能生产尺寸精度要求极高的橡胶球体成形模具，用于大批量生产	
铸造模具	树脂砂造型用的铝合金模具，长 430 mm、宽 310 mm、高 80 mm，壁厚 8 mm，形状似箱形	

续表 5.4-2

名　称	特　点	铸 件 图
嵌宝石的戒指	嵌宝石的戒指是金银首饰中经常见到的，其表面要漂亮，通常一组蜡树可焊十几只到200多只戒指	

2　铸件工艺设计

2.1　浇注位置和分型面选择

铸件的浇注位置是指浇注时铸件在铸型中所处的位置，正确的浇注位置应能保证得到健全的铸件，并使造型、清理方便。铸型分型面是指铸型的接合面。分型面选择合理有利于简化工艺、提高生产率和铸件质量、降低成本。浇注位置与分型面应尽量一致。石膏型铸件浇注位置和分型面选择原则基本上与砂型铸造和熔模铸造相同。

2.2　铸件尺寸公差和表面粗糙度

熔模石膏型铸件尺寸公差为 CT4 ~ CT 级（见表 5.4-3），起模石膏型铸件尺寸公差要差些。铸件壁厚、角度公差及平直度见表 5.4-4。

石膏型铸件的表面粗糙度取决于模具、熔模、石膏型表面质量和所浇合金种类及浇注工艺，表面粗糙度通常在 $Ra = 0.8 \sim 6.3\ \mu m$ 范围内。

表 5.4-3　石膏型铸件线性尺寸公差　mm

铸件基本尺寸		公差等级			
大于	至	CT3	CT4	CT5	CT6
	10	0.18	0.26	0.36	0.52
10	16	0.20	0.28	0.38	0.54
16	25	0.22	0.30	0.42	0.58
25	40	0.24	0.32	0.46	0.64
40	63	0.26	0.36	0.50	0.70
63	100	0.28	0.40	0.56	0.78
100	160	0.30	0.44	0.62	0.88
160	250	0.34	0.50	0.70	1.0
250	400	0.40	0.56	0.78	1.1
400	630	—	0.64	0.90	1.2
630	1 000	—	—	1.0	1.4
1 000	1 600	—	—	—	1.6

注：起模石膏型铸件分型面的尺寸公差应加大。

表 5.4-4　石膏型铸件壁厚、角度公差及平直度

铸件基本尺寸/mm	壁厚公差/mm	铸件基本尺寸/mm	角度公差	平直度
≤100	±0.25	≤100	±20′ ~ ±30′	每 25 mm ±（0.1 ~ 0.12）mm
≤300	±0.50	≤500	±45′ ~ ±1°30′	

2.3　加工余量

熔模石膏型铸件的加工余量见表 5.2-19、表 5.2-20。起模石膏型铸件的加工余量应加大。

2.4　收缩率

影响石膏型铸件尺寸的因素较多，如熔模的收缩 a、石膏铸型胶凝膨胀 b 及脱水收缩 c、合金的收缩 d 等，这几个方面的综合影响称为石膏型铸件的综合收缩率。其中前三项的数据见表 5.4-5、合金收缩率见表 5.4-6。

表 5.4-5　石膏型铸造中熔模、铸型的收缩与膨胀　%

名　称	熔模法	起模法
熔模收缩 a	0.4 ~ 0.6	—
石膏型胶凝膨胀 b	0	0.1 ~ 0.2
石膏型脱水收缩 c	0 ~ 0.5	0 ~ 0.2

表 5.4-6　部分非铁合金的铸造收缩率

合金种类	收缩率/%	
	阻碍收缩	自由收缩
铝硅合金	0.8 ~ 1.0	1.0 ~ 1.2
铝铜合金［w（Cu）= 7% ~ 12%］	1.4	1.6
铝镁合金	1.0	1.3
镁合金	1.2	1.6
锡青铜	1.2	1.4
无锡青铜	1.6 ~ 1.8	2.0 ~ 2.2
锌黄铜	1.5 ~ 1.7	1.8 ~ 2.0
硅黄铜	1.6 ~ 1.7	1.7 ~ 1.8
锰黄铜	1.8 ~ 2.0	2.0 ~ 2.3

熔模石膏型铸件的综合收缩率 A 可按式（5.4-1）计算：

$$A\% = (a + c + d)\% \tag{5.4-1}$$

起模石膏型铸件的综合收缩率 B 可按式（5.4-2）计算：

$$B\% = (b + c + d)\% \tag{5.4-2}$$

2.5　铸造斜度

熔模石膏型铸件的铸造斜度参考表 5.2-6，起模石膏型铸件铸造斜度见表 5.4-7，有特殊要求时可无铸造斜度。

表 5.4-7　起模石膏型的铸造斜度

斜度形式	种　类	增大铸件壁厚	减小铸件壁厚	增减铸件壁厚
	图例			
	适用范围	1) 加工面 2) 壁厚 < 5 mm 的非加工面	壁厚大于 10 mm 的非加工面	壁厚 5 ~ 10 mm 的非加工面
取值	铸造斜度面高 H/mm		铸造斜度 α	
	大于	至		
		16	2°50′	
	16	25	2°	
	25	40	1°30′	
	40	60	1°15′	
	60	100	0°45′	

2.6 浇注系统及冒口设计

(1) 设计原则

石膏型铸件浇注系统及冒口设计可分别参考熔模铸造和砂型铸造。应注意下列各点：

1) 石膏导热性差，金属液保持流动性时间长，故浇注系统截面尺寸可比砂型铸造减小 20%左右。

2) 石膏型透气性差，浇冒系统设计应保证有良好的排气能力，在顶部和易憋气处要开设出气口，使型腔中气体能顺利排出。

3) 石膏型铸件冷却慢，对壁厚不均匀的铸件，一般浇道开在厚处，并要合理设置冒口，保证补缩。

4) 要保证金属液在型腔中流动平稳，避免出现涡流、卷气现象。

5) 浇注系统应尽可能不阻碍铸件收缩，以防止造成铸件变形和开裂。

6) 熔模石膏型脱模时，浇注系统应先熔失，减小熔模对石膏型的膨胀力。

(2) 浇注系统类型的选择

浇注系统一般有顶注、中间注、底注和阶梯注几种。石膏型铸造常用底注，以利于金属液平稳充型和排气、排渣，如能与调压铸造工艺相结合其效果更佳。对高度大的薄壁筒形、箱形铸件也可采用缝隙式或阶梯式浇注系统。

(3) 内浇道位置的选择

石膏型表面强度不够高，热导率又低，因此内浇道一般不能直接对着型壁和型芯，以防止发生冲刷型、芯，而应沿着型壁和型芯设置内浇道。对复杂薄壁铸件，为防止变形和裂纹，内浇道应均匀分布，避免局部出现过热现象等。对壁厚不均匀的铸件，内浇道应尽可能的设在铸件热节处以利于补缩。

(4) 冒口设计

与其他铸造方法冒口设计相似，但因石膏型热导率低，故可采用暗冒口，可获得良好的补缩效果。

2.7 冷铁的应用

应用冷铁可使石膏型铸件得到激冷效果，灌浆时放置冷铁也很方便。冷铁材料和放置方法见表 5.4-8。

表 5.4-8　石膏型铸造用冷铁材料和放置方法

冷铁材料	铸件壁厚与冷铁厚度之比	表面处理	放置方法
铝合金	1:1.2	吹砂，喷涂料，烤干	在浇注前放入铸型或起模石膏型灌浆时放于要求位置
铜合金	1:0.8	吹砂	在浇注前或灌浆时放于要求位置
不锈钢	1:1	吹砂	在浇注前或灌浆时放于要求位置
石墨	1:1	烤干	在浇注前放入铸型

注：熔模石膏型铸造时，铜或钢的冷铁可预先焊在蜡模上所规定的位置上，然后灌浆。

3 模样选择与制造

3.1 熔模石膏型用模样及制造

熔模石膏型可使用蜡模、气化模、水溶性模来作模型，但主要是用蜡模（熔模）。

(1) 模料

熔模石膏型有专用的模料，特别是生产大中型复杂精密铸件时，一定要用熔模石膏型专用模料。这类模料主要有以下特点：

1) 模料强度高、韧性好，能承受石膏浆料灌注的作用力而不变形损坏。

2) 模料收缩小，以保证蜡模尺寸精确，防止模样厚大部分缩陷及裂纹，同时可减少脱蜡时石膏型所受膨胀力。

3) 滴点低、流动性好，以利于成形和脱蜡。

表 5.4-9 是我国石膏型精铸的专用模料配比和性能。

(2) 水溶性模料

生产有复杂内腔的铸件时，内腔无法用金属芯形成，就得使用水溶模料制芯来形成。常用的水溶性模料有尿素模料、无机盐模料、羰芯等，其成分配方和性能见表 5.4-10 ~ 表 5.4-12。为减少凝固时羰芯的收缩、龟裂，提高其塑性，可加入一些增塑剂。

表 5.4-9　石膏型精铸专用模料配比和性能

配比（质量分数）%							性　能										
模料名称	硬脂酸	松香	石蜡	褐煤蜡	EVA①	聚苯乙烯（外加）	滴点/℃	软化点/℃	线收缩率/%	抗弯强度/MPa	热稳定性（40℃，2 h）/mm	黏度/MPa·s	灰分 700℃/%	表面粗糙度 R_a/μm	压注温度/℃	脱蜡温度/℃
48#	60～40	30～20	5～20	5～20	1～5	—	68～70	67～68	0.30～0.35	7.5	1.5	32.5（90℃）	0.026	0.32～0.63	51～55	85～100
48T#	60～40	30～20	5～20	5～20	1～5	10～30	67.6	61.6	0.40～0.45	6.5～7.0	1	43.5（87℃）	0.034	0.63～1.25	53～57	85～90

① EVA—为乙烯与醋酸乙烯共聚树脂。

表 5.4-10　尿素模料的成分与性能

序号	成分（质量分数）/%					性　能		
	尿素	硼酸	硼酸钾	羧甲基纤维素	水	熔点/℃	线收缩率/%	抗弯强度 σ_{bb}/MPa
1	97～98	2～3	—	—	—	118～120	0.2～0.7	11
2	75～85	—	15～25	—	—	120～125	0.1～0.6	12
3	85	—	—	10	5	—	—	—

表 5.4-11　无机盐模料的配方（质量分数）

%

序号	名称	KNO_3	$NaNO_2$	$NaNO_3$	$Al_2(SO_4)_3$	$(NH_4)_2SO_4$	H_2O
1	亚硝酸盐模料	55	45	—	—	—	—
2	硝酸盐模料	55	—	45	—	—	—
3	硫酸盐模料	—	—	—	45	7	48

表 5.4-12　羰芯成分与性能

序号	成分（质量分数）/%				性　能					
	聚乙二醇	碳酸氢钠（工业）	滑石粉（工业）	增塑剂	压注温度/℃	收缩率/%	抗弯强度 σ_{bb}/MPa	抗裂能力/min	针入度 mm	吸湿率/%
1	50～60（1 540:6 000）1:9	20～25	25～20	—	—	0.43	8.5	3.5	0.20	0.067
2	50	20	30	—	—	0.52	6.5	2.25	0.12	0.12
3	55（2 000～6 000）	35	—	10①	66	—	—	—	—	—
4	50（4 000）	35	—	15②	66	—	—	—	—	—

① 乙烯吡咯烷酮：醋酸乙烯酯质量比为（60:40）。
② 单羟甲基二甲乙丙酰脲或二甲基乙丙酰脲甲醛树脂。

用上述水溶模料制成的的型芯形成熔模内腔，但在灌注石膏浆料前需将型芯先溶失。灌浆时内腔才能被浆料充填。这就增加了水溶失型芯工序。另外，灌浆时由于浆体的作用力常会使熔模薄壁处变形或破坏。同时，由于石膏型芯脱除性不够好，在生产复杂内腔铸件时，清除会遇到困难，易引起由清理使铝铸件变形或损坏的问题。因而有些铸件需使用水溶性石膏芯和水溶性陶瓷型芯。两种型芯的成分与性能见表 5.4-13，水溶石膏芯的临界使用温度为 900℃。这两种型芯是在铸件清理时脱除。

表 5.4-13　水溶石膏芯和陶瓷芯的成分与性能

序号	成分（质量分数）/%						性　能					
	名称	石膏混合料	硫酸镁	氯化钠	刚玉粉	粗制聚乙二醇	抗弯强度/MPa	抗压强度/MPa	烧结收缩率/%	表面粗糙度 R_z/μm	水溶性 /g·min⁻¹	发气量 /cm³·g⁻¹
1	水溶石膏芯	100	16～25	—	—	—	—	—	—	—	—	—
2	水溶陶瓷芯	—	—	60～70	7～14	24～28	7～8	15～18	3～4	0.8～3.4	3.5～8	2～5

(3) 熔模制作

熔模压制工艺同一般熔模铸造，见本篇第2章4易熔模制造。

水溶尿素模料、无机盐模料及水溶石膏芯制芯时大都是灌注成形的。表5.4-10中序号3的尿素模料则是在110～120℃下用25～50 MPa高压压制成形的。羧芯是压制成形，先在100℃以下将聚乙二醇熔化，然后徐徐加入干燥的混合模料，边加边搅拌，加完后继续搅拌0.5～1 h，静置除气4 h以上，即可压制型芯，压力用0.4～0.6 MPa、模料温度65～75℃、压型温度25～30℃。而水溶性陶瓷芯一般是先将各组分混制成可塑性坯料，再加压成形，经700℃左右烧结后待用。

3.2 起模石膏型用母模选择

起模石膏型则可使用金属或非金属的母模。其母模种类及特点见表5.4-14。其中硅橡胶母模因具有弹性，常用于生产复杂铸件。表5.4-15为所用硅橡胶的配方。

表5.4-14 起模石膏型用母模种类及特点

种类	材料	特点	应用
金属	铝合金	加工性好，母模精确、光洁。其中黄铜抗腐蚀性好，使用寿命更长，尺寸稳定	要求高的铸件、成批生产
	黄铜		
非金属	木材	加工容易，易吸水变形，尺寸精度及表面光洁比金属母模差，使用前表面应涂防水层	形状简单的铸件、单件或小批生产
	石膏	翻制或加工模具方便，费用低，但尺寸精度较差，使用寿命短，表面需涂防水层	单件生产
	硅橡胶	可用以复制实样或翻制模具，尺寸精确、表面光洁，脱模容易	复杂的铸件、小批或成批生产

表5.4-15 硅橡胶的配方

材料名称	配方	作用
聚二甲基硅氧烷	100 g	硅生胶
硅酸乙酯	5 mL	固化剂
二月桂酸二丁基锡	1.5 mL	促凝剂
白炭黑或其他	适量	增强填料

4 石膏型制造

4.1 石膏型用原材料

(1) 石膏

天然石膏为 $CaSO_4 \cdot 2H_2O$，又称二水石膏。在工业生产条件下，二水石膏的相变见图5.4-2，有7种变体，其中硬石膏不能配成石膏浆料使用，故不能用于石膏型铸造中；二水石膏含水量过多，所制石膏型强度低，也不能用于石膏型铸造。常用做石膏型的石膏为半水石膏。半水石膏有α型和β型两种。两种半水石膏在微观结构上基本相似，但在宏观性能上却有较大的差别，见表5.4-16。α型半水石膏具有致密、完整而粗大的晶粒，故总比表面积小。β型半水石膏多孔，而表面不规律，似海绵状，其表面积大，致使两种半水石膏的比表面积差别悬殊。在配成相同流动度（标准稠度）的石膏浆料时，α型半水石膏所需水固比低，浆料凝固后的强度就高，β型半水石膏则反之。因此，α型半水石膏更适合于作为石膏型铸造用材料。

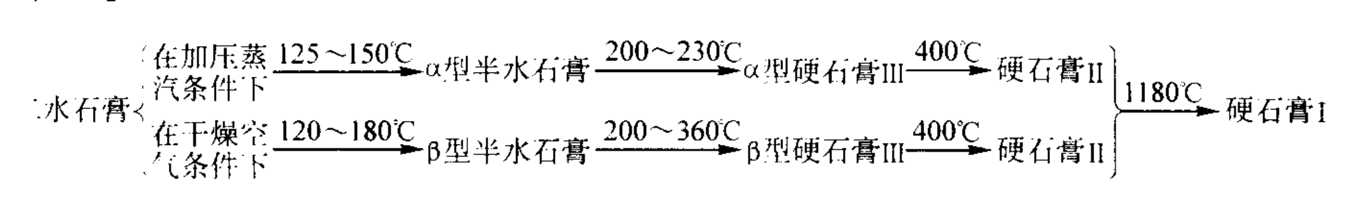


图5.4-2 工业生产条件下二水石膏相变

表5.4-16 两种半水石膏的性能

种类 \ 性能	晶粒平均粒径 /nm	密度/$g \cdot cm^{-3}$	总比表面积 /$m^2 \cdot g^{-1}$	石膏型性能		
				相同流动度时水固比	石膏浆料凝结时间/min	干燥抗压强度/MPa
α型半水石膏	94	2.73～2.75	1	0.4～0.5	15～25	40～43
β型半水石膏	38.8	2.62～2.64	8.2	0.65～0.75	8～15	13～15

影响石膏型强度的因素除石膏种类、水固比外，还有水温、搅拌时间等。图5.4-3是加水量对石膏铸型强度的影响。表5.4-17是国内外一些高强度石膏的性能。表5.4-18是石膏和石膏型性能测试方法。

(2) 填料

为使石膏型具有良好的强度、减小收缩和裂纹的倾向，需在石膏中加入填料。填料应有合适的熔点、耐火度、良好的化学稳定性、合适的线膨胀率、小的发气量及吸湿性等性能。常用做填料的是各种耐火材料，表5.4-19是石膏型用填料及其性能。除该表列出的填料外，滑石粉、波特兰水泥、石棉、无碱玻璃纤维也常用做填料。无碱玻璃纤维又分22%Na_2O和K_2O两种。

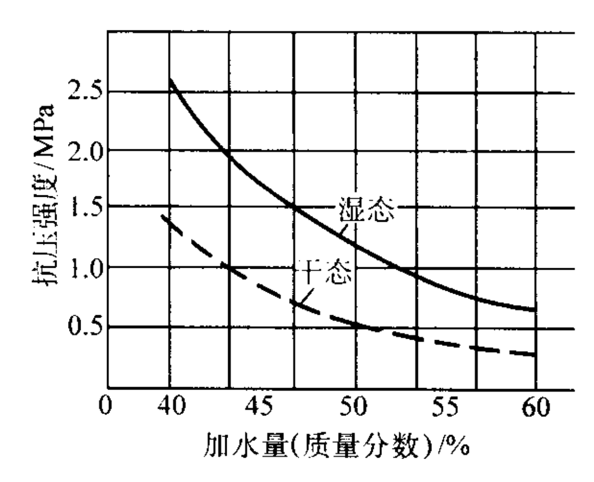


图5.4-3 加水量对石膏铸型强度的影响

表 5.4-17　国内外一些高强度石膏的性能

石膏名称	水固比（水/石膏）	凝结时间/min	凝固膨胀率/%	7 h 抗压强度/MPa	2 h 抗压强度/MPa	干燥抗压强度/MPa	硬度 HBS
上海高强石膏	0.27 ~ 0.29	8 ~ 15	0.07 ~ 0.09	31 ~ 35.5	—	60 ~ 70	17 ~ 21
上海超高强石膏	0.21 ~ 0.22	6 ~ 10	—	40 ~ 50	—	90 ~ 100	20 ~ 24
上海铸造石膏	0.34	8 ~ 13	0.1 ± 0.04	—	19.61	5.88（残余抗压）	—
眉山 α 型半水石膏	0.4	—	—	—	—	40.7	—
应城 α 型半水石膏	0.4	—	—	—	—	42.1	—
美国 Denste - 25 石膏	0.29 ~ 0.31	30 ~ 35	0.049	31.4	—	42.7	—
德国合成硬石膏	0.23	9 ± 1.5	0.12	—	—	—	15.3 ~ 17.3（24 h 后）
英国硬石膏	0.27	10	0.23	—	32.4	84.3	—
日本ジッ超硬石膏	0.20	9	0.03	53	—	110	
日本セシダ超硬石膏	0.24	9 ~ 12	0.08	—	—	90	—

表 5.4-18　石膏和石膏型性能测试方法

性　能	仪器工具	测试方法	其他要求
粒度（筛选残留量）	100、200 号筛、直径大于筛子约 20 cm 的容器、测量精度为 ± 0.01 g 的天平、干燥箱和振动筛	1）采用异丙基酒精（体积分数≥99%）作为清洗剂。将异丙基酒精倒入容器中，深度约为 30 mm 2）将 50 g 试样放在 200 号筛上，使筛子沉入酒精中，直到试样完全浸湿 3）将筛子移出酒精作旋转运动，使酒精流过试样漏回容器内。至少如此重复操作 8 次，直到酒精能自由地通过筛子而试样基本上无颗粒为止 4）用约 100 mL 的干净异丙基酒精清洗残留在筛上的试样 5）用软的、干的、不起毛的布抹擦筛子的底面 6）将筛子连同残留试样一起在 40℃ ± 5℃下烘干 7）用振动筛振动 2 min 8）称量残留在筛子上的试样。将此重量数乘以 2，即为在此筛上残留量的百分数 9）用同样方法再测定 100 号筛上的残留量	1）使用异丙基酒精时应注意防火，要求通风良好，并防止吸入过量的酒精蒸气 2）异丙基酒精沉淀过滤后可重新使用，只要浓度（体积分数）不低于 95%
胶凝时间（初凝和终凝）	维卡仪（其针和芯轴的质量共 120 g）、浆料搅拌工具和秒表等	1）测试前擦净环形模，并在其内壁和底板上涂以分型剂 2）按粉水比称量约 200 g 石膏或混合料试样和水 3）从干粉料倒入水中与水接触开始计时 4）石膏浆料搅拌约 2 min，均匀后倒入放置在底板上的环形模中，刮平表面 5）当接近胶凝时，松开止动螺钉，使芯轴和针头从石膏表面以其自身重量落下插入试样 6）每隔约 30 s 在不同位置降落插入 1 次。记下当针头开始未达到模子底部和插入试样表面不超过 0.5 mm 时的时间，前者即为初凝时间，后者为终凝时间，以 3 次测定的平均值作为测试结果	1）测试用水应为蒸馏水或干净的自来水 2）测试环境和水温应保持在 20℃ ± 5℃ 3）所有实验容器和工具应清洁，无残留石膏 4）取出的样品应存放于干净和干燥的容器内，而取样和测试的时间间隔应尽可能短
稠度或流动性	稠度仪（直径 50 mm，高度 100 mm 的铜质圆筒）、玻璃底版（尺寸约 200 mm × 200 mm），底面刻度纸（画有直径 6 ~ 20 cm，间隔 1 cm 的同心圆）、石膏浆料容器、搅拌工具和秒表等	1）测试前擦净稠度仪和底板并涂以分型剂，玻璃板尽量保持水平。稠度仪放在同心圆的中心 2）按粉水比称量约 300 g 粉料和水 3）将粉料倒入水中，迅速搅拌 30 s，并在 15 s 内将浆料倒入圆筒中 4）刮平表面，立即将圆筒迅速而平稳地自下而上提起 15 ~ 20 mm，此时石膏浆料在玻璃板上呈圆饼状摊开，其大小取决于浆料的稠度。得到平均直径接近 120 mm 的圆饼时的石膏浆料被认为具有标准稠度，以 100 g 石膏所含水的毫升数表示。或者以圆饼直径的毫米数表示流动性。以 3 次测定的平均值作为测试结果	

续表 5.4-18

性 能	仪器工具	测试方法	其他要求
强度	造型材料强度仪、试样模（抗压试样为直径 30 ~ 50 mm，高度 50 mm 的圆柱体；抗拉试样为断面尺寸 25 mm × 25 mm 的“8”字形试样）、浆料制备工具等	1）试样模应清理干净，并涂以分型剂 2）按要求配比制备石膏浆料，在尽可能去除气泡的条件下灌入试样模（要求 1 次至少浇灌 3 ~ 5 个试样） 3）约经 30 min 石膏胶凝后脱模 4）试样放置于空气中经 24 h（或按其他时间要求）后测定湿态强度。干态强度在试样干燥焙烧（干燥焙烧制度参照铸型实际生产工艺）并冷却至室温后测定。至少测定 3 个试样，以其平均值作为测试结果	
胶凝膨胀	千分表、支架、玻璃板、试样模（ϕ50 mm × 100 mm）、石膏浆料制备工具等	1）将试样模清理干净并涂以分型剂 2）按粉水比称量粉料和水（以能灌满试样模为准，约 300 g） 3）将粉料倒入水中，搅拌均匀 4）在开始胶凝前将浆料灌满试样模，并将玻璃板盖在其上（应使玻璃板与浆料间不留空气） 5）移动支架使千分表顶住玻璃板并调整零点 6）从试样尺寸变化开始，每隔 0.5 ~ 1 min 记录 1 次直至膨胀基本结束 7）根据记录绘制胶凝膨胀曲线	1）测试用水应为蒸馏水或干净的自来水 2）测试环境和水温应保持在 20℃ ± 5℃ 3）所有实验容器和工具应清洁，无残留石膏 4）取出的样品应存放于干净和干燥的容器内，而取样和测试的时间间隔应尽可能短
热膨胀	热膨胀仪（测量精度为 0.01 mm）、试样模（试样尺寸为 10 mm × 10 mm × 50 mm）、石膏浆料制备工具等	1）将试样模清理干净并涂以分型剂 2）按要求配比制备石膏浆料，灌入试样模（要求 1 次至少制备 3 个试样） 3）脱模后的试样在空气中放置至少 24 h 4）试验时将试样装入膨胀仪，从室温开始以 3 ~ 5℃/min 速率加热，同时记录试样温度和尺寸变化。人工记录应每隔 50℃至少记录 1 次。升温至 700℃（或其他要求温度）后开始降温 5）根据记录绘制热膨胀收缩曲线	

表 5.4-19 石膏型用填料及其性能

名 称	熔点/℃	密度/g.cm^{-3}	线胀系数/10^{-6}K^{-1}	加入填料后石膏混合料强度①/MPa		
				7 h	烘干 90℃、4 h后	焙烧 700℃、1 h后
硅砂	1 713	2.65	12.5	0.5	1.3	0.2
石英玻璃	1 700 ~ 1 800	2.1 ~ 2.2	0.5	—	—	—
硅线石	1 800	3.25	3.1 ~ 4.3	1.5	2.8	0.65
莫来石	1 810	3.08 ~ 3.15	5.3	2.3	3.4	0.80
煤矸石		2.62 ~ 2.65	5.0	2.4	3.8	0.86
铝矾土	约 1 800	3.2 ~ 3.4	5.0	2.6	4.6	0.85
刚玉	2 045	3.95 ~ 4.02	8.4	2.0	3.5	0.65
氧化锆	2 690	5.73	7.2 ~ 10	—	—	—
锆砂	2 430	4.7 ~ 4.9	5.1	—	—	—

① 石膏混合料中，石膏与填料质量比为 40:60。

(3) 添加剂

为提高石膏型的某些性能，如高温强度和焙烧后的强度、加速或缓减石膏浆料的凝结，减小其收缩等需在石膏浆料中加入添加剂。表 5.4-20 是石膏型用添加剂及其作用。

表 5.4-20 石膏型用添加剂及其作用

名称	作 用	原 理	具体添加物
增强剂	增加石膏型的湿强度、焙烧后强度和高温强度	促凝石膏，本身有胶凝特性的材料能与填料、杂质起作用	硫酸镁，以硫酸盐为主体的复合增强剂
		本身为黏结剂	硅溶胶

续表 5.4-20

名称	作　用	原　理	具体添加物
促凝剂	加速石膏浆料凝结	加速脱水石膏相的溶解速度；增多二水石膏晶芽数量；提高脱水石膏相的溶解度	Na_2SiF_6、NaCl、NaF、$MgCl_2$、$MgSO_4$、Na_2SO_4、$NaNO_3$、KNO_3、少量二水石膏等
缓凝剂	减缓石膏浆料凝结	减少脱水石膏相的溶解度，降低脱水石膏相的溶解速度，抑制二水石膏晶体长大和半水石膏的溶解	磷酸盐、碱金属硼酸盐、硼砂及硼酸等，有机酸及其可溶性盐类如琥珀酸钠、柠檬酸、醋酸等；蛋白胶、皮胶、石灰活化的皮胶及纸浆残液、硅溶胶
减缩剂	减少收缩和裂纹倾向	尿素不同时期发气或热分解产物助长石膏膨化抗缩	卤化物如 $BaCl_2$ 尿素 $CO(NH_2)_2$
		加热时分解生成的高熔点氧化物包覆在石膏晶体表面，形成耐热膜阻碍二水石膏脱水及晶体变形产生的体积收缩	硝酸盐：如 $Al(NO_3)_3$、$Fe(NO_3)_3$、$Be(NO_3)_2$、$ZrO(NO_3)_2$、$Mn(NO_3)_2$
		抑制石膏同质异物转变所引起的体积收缩	有机化合物及复合盐如琥珀酸钠、柠檬酸盐、NaCl、氯化钡、$MgSO_4$
发泡剂	生产发泡石膏型用	利用表面活性剂发泡性能，使加有表面活性剂的石膏在高速搅拌下，产生大量气泡	阴离子型表面活性剂十二烷基苯磺酸钠、渗透剂 T 或非离子型 JU、OP 表面活性剂

4.2　石膏浆料

石膏浆料的配比及制备对石膏型及铸件质量影响很大，要严格加以控制。

（1）石膏浆料配比

日本等国家均有配制好的铸型石膏市售，如日东石膏出品的非发泡型石膏 G－2、发泡石膏 A－1、熔模铸造用石膏 A－7 等。美国及我国则由各工厂自行配制铸型石膏。表 5.4-21 是一些石膏浆料的配方。配方中石膏、填料等及加水量均影响石膏型的各种性能见图 5.4-4～图 5.4-8。

表 5.4-21　石膏浆料配方（质量分数）　%

序号	石膏	硅石粉、砂	石英玻璃	硅铝系耐火熟料	滑石粉	水泥	其他	水	备　注
1	30①	70	—	—	—	—	—	33～35	熔模法用、一般铸件
2	30①	35	—	35④	—	—	—	60	熔模法用、中等精度铸件
3	30①	20	—	50⑤	—	—	—	31～43	熔模法用、中等精度铸件
4	30①	—	—	70⑥	—	—	—	45	熔模法用、中等精度铸件
5	30①	35	35	—	—	—	—	43～53	熔模法用、高质量铸件
6	25～40①	30～40	—	30～40④	—	—	玻璃纤维 0.1～0.3	60～70	—
7	30①	—	—	70④			—	适量	用于大中型艺术品
8	30①	—	—	70⑦	—	—	—	适量	用于大中型艺术品
9	33.5①	29.0	方石英 35.5	—	—	—	硅藻土 2	30～50	用于首饰品
10	55	45	—	—	—	—	—	55	起模法用
11	70②	—	—	—	28.5	0.5	$Ca(OH)_2$ 1	65	美国、起模法用、压蒸石膏型用
12	42②	50	—	—	7.5	0.5	—	54	美国、熔模法用
13	72③	—	—	石棉粉 0.5	26	1	白泥 0.5	50	美国、起模法用、普通石膏型用
14	72③	—	—	石棉粉 0.5	26	1	白泥 0.5 发泡剂 0.035	60～80	美国、起模法用、发泡石膏型用

① α 半水石膏。
② 模样用白石膏。
③ 模样用灰石膏、白石膏各一半。
④ 铝矾土粉砂。
⑤ 上店土粉砂。
⑥ 莫来石粉砂。
⑦ 煤矸石粉砂。

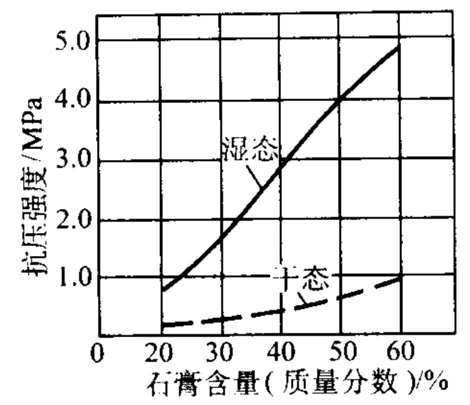


图 5.4-4　石膏含量对铸型强度的影响

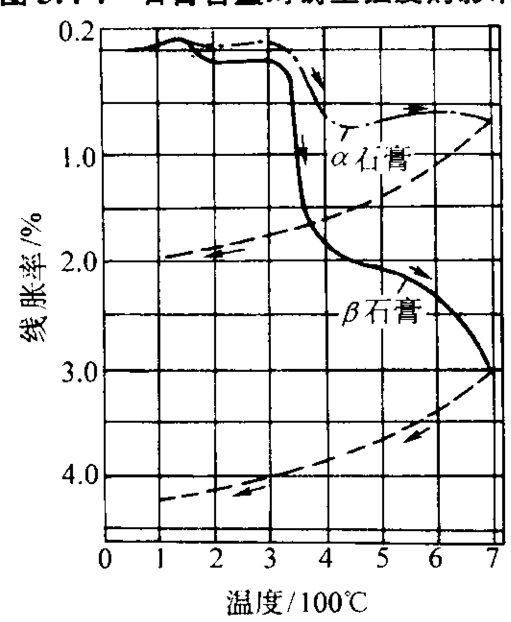


图 5.4-5　不同类型石膏的热膨胀曲线

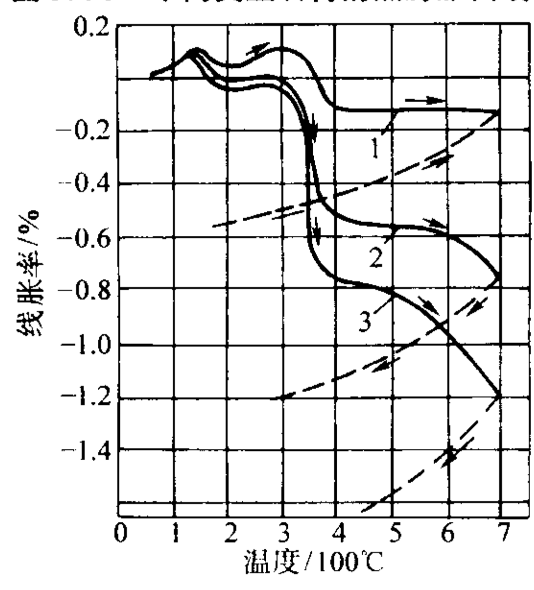


图 5.4-6　不同煤矸石粉含量的石膏铸型的热膨胀曲线

1—w（石膏）20% + w（煤矸石）80%；
2—w（石膏）30% + w（煤矸石）70%；
3—w（石膏）50% + w（煤矸石）50%

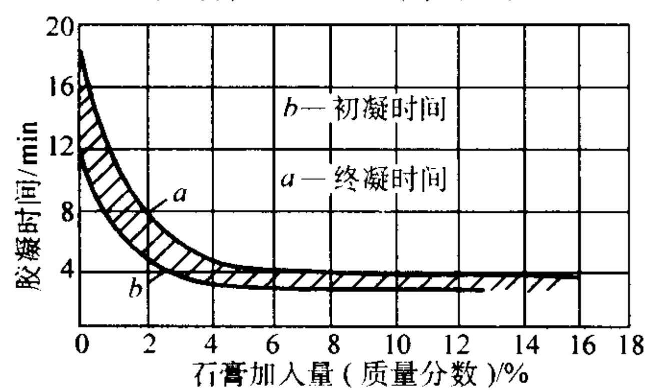


图 5.4-7　石膏加入量对石膏胶凝时间的影响

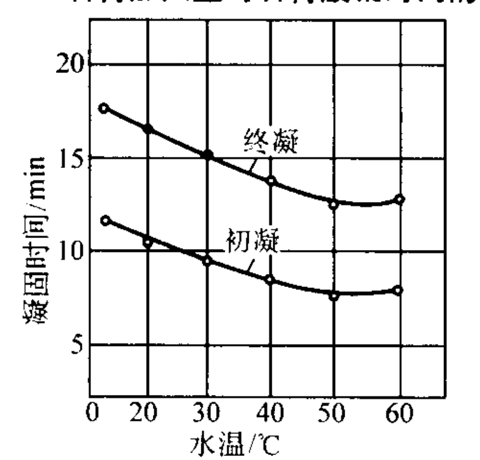


图 5.4-8　水温对石膏胶凝时间的影响

(2) 石膏浆料的制备

1) 非发泡石膏浆料的制备　即熔模法石膏型、起模法中普通石膏型及压蒸石膏型用的石膏浆料的制备。制备用设备结构示意图见图 5.4-9，操作要点见表 5.4-22。制备过程中要注意真空度和搅拌时间，这两个工艺参数对浆料密度有影响，见图 5.4-10、图 5.4-11，从而影响了浆料的质量，应严格加以控制。

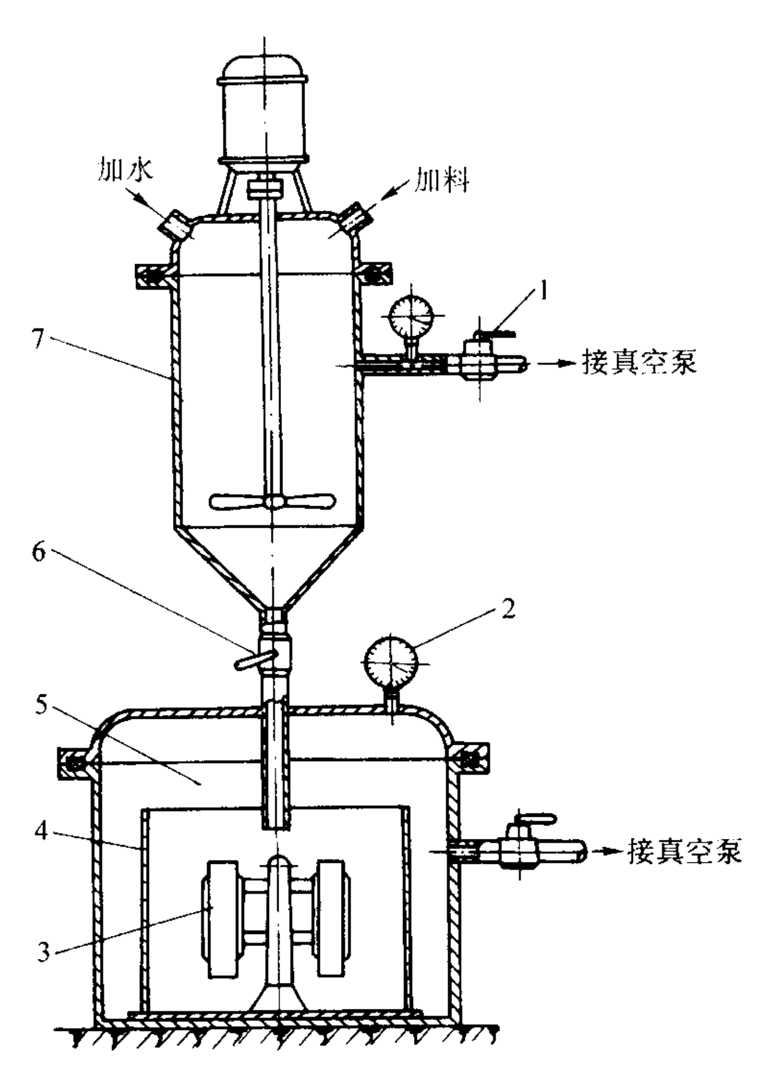


图 5.4-9　石膏浆料制备设备结构示意图

1—真空阀；2—真空表；3—熔模模组；4—砂箱；5—灌浆室；6—二通阀；7—搅拌室

表 5.4-22　非发泡石膏浆料制备操作要点

工序名称	操　作　要　点
称料	按配比分别称量出各种料
加料	先将水溶性添加剂和玻璃纤维加入水中搅匀，再边搅拌边加入粉料
真空搅拌	待粉料加完后，立即合上搅拌室顶盖抽真空，并继续搅拌。真空度应在 30 s 达到规定值 0.05 ~ 0.06 MPa，搅拌时间 2 ~ 3 min，搅拌机转速 250 ~ 350 r/min
灌注	石膏浆料的初凝时间一般为 5 ~ 7.5 min，搅拌必须在初凝前结束，开始灌注

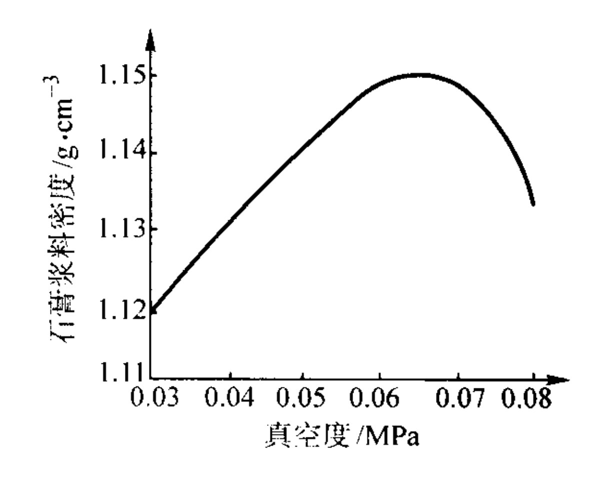


图 5.4-10　真空度对石膏浆料密度的影响

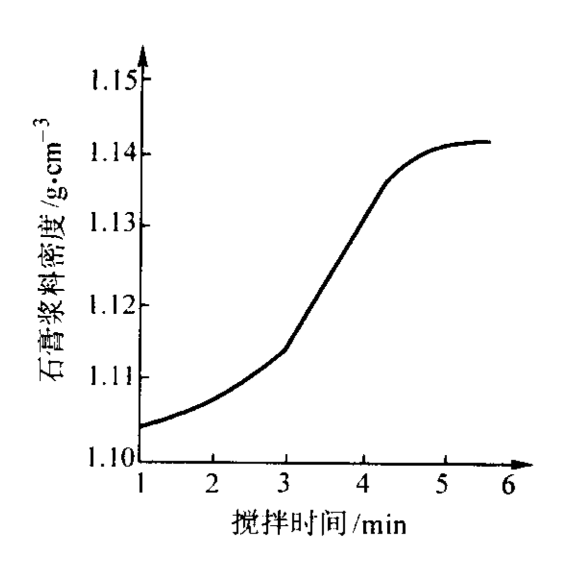


图 5.4-11 搅拌时间对石膏浆料密度的影响

2）发泡石膏浆料的制备 起模法发泡石膏型用浆料制备时，使用图 5.4-12 的橡胶圆盘搅拌器，圆盘厚约 3 mm，两块圆盘的间距 5 mm，直径为料桶直径的 1/2 ~ 1/4。搅拌过程中圆盘搅拌器的位置见图 5.4-13。制备操作要点见表 5.4-23。

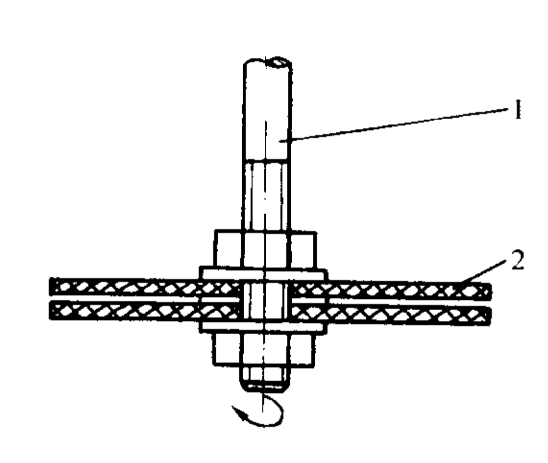
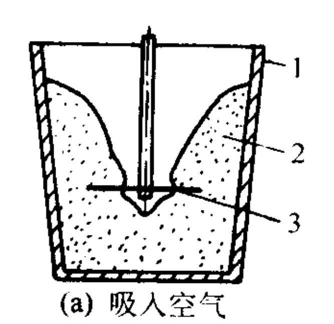
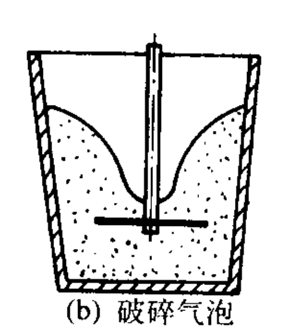


图 5.4-12 圆盘搅拌器结构
1—搅拌轴；2—橡胶圆盘



(a) 吸入空气



(b) 破碎气泡

图 5.4-13 搅拌过程中圆盘搅拌器的位置
1—料桶；2—浆料；3—圆盘搅拌器

表 5.4-23 发泡石膏浆料制备操作要点

工序名称	操 作 要 点
称料	按配比分别称量出各种料
准备	将发泡剂（粉料重的 0.05%）和添加剂溶于水中
混制	1）将石膏混合料投入水溶液中，先将搅拌器圆盘伸入浆料如图 5.4-13a 位置搅拌，转速 2 000 r/min，使圆盘与浆料液面间空气被卷入浆料中，持续时间约 1 min 2）当浆料体积因吸入空气而增大到要求时，将搅拌器圆盘下降到图 5.4-13b 位置搅拌，转速 1 000 r/min，把大气泡打碎成小气泡，持续时间 1 min 3）停止搅拌，将搅拌器圆盘缓慢上升出液面，最终气泡增量达 70 ~ 80%、气泡尺寸约为 0.25 mm，总时间约为 3 min。待灌浆

4.3 灌浆

中小型铸件可采用真空灌浆，其操作要点见表 5.4-24。大型铸件只能在大气中灌浆，为防止产生表面气泡，可在模样表面先刷涂或喷涂薄层浆料，然后再进行灌注。灌浆时要注意砂箱与底板间的密封，并可对底板上加以轻微振动，以防止裹气。

另外，对起模法石膏型灌浆前应在模样表面涂以分型剂，常用的分型剂见表 5.4-25。

表 5.4-24 真空灌浆的操作要点

工序名称	操 作 要 点
准备	将装有模组的箱框放入灌浆室中，然后抽真空到 0.05 ~ 0.06 MPa
灌浆	开启与搅拌室连接的二通阀使浆料平稳地注入箱框中，灌浆时间取决于模组的大小及复杂程度，一般不超过 1 ~ 1.5 min。灌浆时应注意浆要沿着箱边引入底部，然后逐渐上升，以利于气体排出，浆体不应直冲模组
取型	灌浆结束后应立即破除真空，取出石膏型
清理设备	迅速冲洗搅拌室，防止因清洗不净，残留的次生二水石膏，在下批浆体搅拌时会加速浆体凝结
静置	灌了浆的石膏型必须静置 1 ~ 1.5 h，使其有一定强度，此期间切忌振动和其他外加的载荷，否则会损害石膏型的强度、精度，甚至使石膏型破裂

表 5.4-25 石膏型铸造常用分型剂

分型剂名称	适用范围
石蜡或硬脂酸煤油溶液①	用于金属、环氧树脂或木制模具
全损耗系统用油、变压器油	用于硅橡胶模具
肥皂水	用于石膏模具
凡士林、润滑脂	用于石膏型之间分型面

① 石蜡或硬脂酸与煤油的质量比为 1:（1 ~ 2），配制时将小块石蜡或硬脂酸加入 60 ~ 80℃的煤油中溶解均匀，冷却后备用。

4.4 石膏型的蒸汽处理、干燥和脱蜡

不同生产工艺的石膏型灌浆后工序有所不同，见图 5.4-1。

熔模石膏型灌浆后先干燥后脱蜡。起模石膏型则先起模后干燥，其中压蒸石膏型与普通石膏型和发泡石膏型又有区别，起模后即进行蒸汽处理。

1）熔模石膏型干燥和脱蜡的操作要点，见表 5.4-26。

表 5.4-26 熔模石膏型干燥和脱蜡的操作要点

工序名称	操 作 要 点
自 干	灌浆后的石膏型要先自然干燥 24 h 以上，使水分散逸，强度增加。对厚大的石膏型，或环境温度低、湿度大时，自干时间尚需增加
脱 蜡	将自干后的石膏型用蒸汽或远红外脱蜡，脱蜡温度约 100℃，时间 1 ~ 2 h 不用水溶性石膏芯的石膏型一般使用蒸汽脱蜡，模料中不含聚苯乙烯填料时蒸汽温度不高于 110℃；模料中含聚苯乙烯填料的蒸汽温度不能高于 100℃，温度过高会出现裂纹。注意不能将石膏型浸入热水中脱蜡，这会损害石膏型的表面质量 对有水溶性石膏芯的石膏型，一般不能用蒸汽脱蜡，应采用远红外加热法脱蜡

续表 5.4-26

工序名称	操作要点
脱蜡	脱蜡时应使直浇道中的蜡料先熔失，保证排蜡通畅。对粗大的直浇道，在脱蜡前可先用电烙铁等熔失部分蜡料，减小加热时的膨胀，加快浇道蜡的排除
烘干	把脱蜡后的石膏型在 80 ~ 90 ℃流动的空气下，干燥 10 h 以上，可使用一般电阻丝加热干燥箱、远红外加热干燥箱或有鼓风装置的烘干房。也可放在大气中干燥 24 h 以上

2）起模石膏型蒸汽处理　一般起模石膏型起模后可直接焙烧。对于压蒸石膏型（Antioch 法）则需进行蒸汽处理。原理是使石膏型中部分脱水生成的半水石膏再水化成二水石膏，其晶体可缓慢地再结晶生成如同砂粒大小的颗粒状，使石膏型获得一定的透气性。蒸汽处理工艺参数见表 5.4-27。

表 5.4-27　石膏型蒸汽处理工艺参数

蒸汽压力/MPa	处理时间/h	处理后停放时间/h
0.11 ~ 0.13	6 ~ 12①	≥12

① 取决于铸型的厚度，厚度小于 30 mm 取下限，大于 60 mm 取上限。

4.5 焙烧

1）焙烧工艺　对于起模石膏型，由于型中没有残蜡，焙烧温度只需 250 ~ 300℃以去除自由水和结晶水。而熔模石膏型因需将脱蜡时渗入石膏型内的残蜡烧尽，焙烧温度以 700℃为宜。因石膏型在焙烧过程中要发生一系列相变，伴生有体积的急剧变化，加之石膏型热导率小，所以焙烧时应采用阶梯升温，每段保温一定时间，以使内外壁温度达到一致。表 5.4-28 是石膏型的典型焙烧工艺参数。起模石膏型焙烧后即可出炉浇注。熔模石膏型则应随炉降温至 300℃左右，再取出浇注。

表 5.4-28　石膏型的典型焙烧工艺参数

起模石膏型			熔模石膏型	
普通石膏型	压蒸石膏型	发泡石膏型	厚度 < 50 mm	厚度 > 50 mm
100℃,5 h ↓ 150℃,5 h ↓ 250℃,20 h	150℃,5 h ↓ 250℃,15 h 或 500℃,1 h ↓ 300℃,8 h	100℃,5 h ↓ 150℃,5 h ↓ 200℃,15 h	80 ~ 100℃,8 h ↓ 150℃,5 h ↓ 300℃,2 h ↓ 700℃,2 h	80 ~ 100℃,8 h ↓ 150℃,5 h ↓ 250℃,2 h ↓ 350℃,2 h ↓ 450℃,2 h ↓ 550℃,2 h ↓ 700℃,2 h

2）焙烧设备　根据石膏型的类别、生产规模可选用不同的焙烧设备，见表 5.4-29。

3）石膏型干燥程度的检测　一般石膏型均应在无水状态下进行浇注。因此，焙烧后待浇注的石膏型应处于无水状态。石膏型干燥程度的检测见表 5.4-30，如焙烧后的石膏型还未完全干燥，则应增加焙烧保温时间。

表 5.4-29　石膏型焙烧用设备

名称	特点	适用范围
干燥箱	强制空气循环，炉温均匀，易排出水分	用于起模石膏型，干燥温度不超过 250℃
微波炉	快速干燥，节省电能，但要求铸型中加入发热剂，如 Fe_2O_3 等	用于起模石膏型
加热炉	用电、天然气或油加热，可用于高温焙烧，能耗较大	用于熔模石膏型

表 5.4-30　石膏型干燥程度的检测方法

名称	检测方法
称量恒重法	在干燥过程中以不同时间间隔对试样进行称量，至恒重时即为完全干燥
温度测定法	在铸型中心埋入热电偶，根据达到的温度判定干燥程度，即 100℃时为无自由水状态，约 200℃时为完全失水状态
导电测定法	根据铸型电导率与水分含量的关系，即电导率随水分减少而降低，至恒定为完全干燥
差热分析法	按差热分析曲线吸热峰值的降低情况，判断二水石膏向半水石膏转变的程度
岩相分析法	由于无水石膏和半水石膏的水化速度和产物晶型不同，可在偏光显微镜下观察到两者的区别。半水石膏水化形成细长针状二水石膏晶体，而无水石膏水化形成粗短柱状晶体
浸入铝液法	将铸型或试样浸入铝合金溶液，观察液面波动现象，无波动时，可判为已完全干燥

5 浇注

根据石膏型铸件的结构和石膏型类型不同可采用不同的浇注工艺。常用的铝合金石膏型浇注工艺及特点见表 5.4-31。

石膏型浇注采用的真空吸铸、低压和调压铸造设备与其他铸造工艺的同种设备相同。图 5.4-14 是真空加压浇注设备示意图，图 5.4-15 是真空加压浇注罐结构图。石膏型真空加压浇注操作要点见表 5.4-32。图 5.4-16 和图 5.4-17 分别是适用于起模石膏型的加压浇注装置示意图、负压浇注装置示意图。

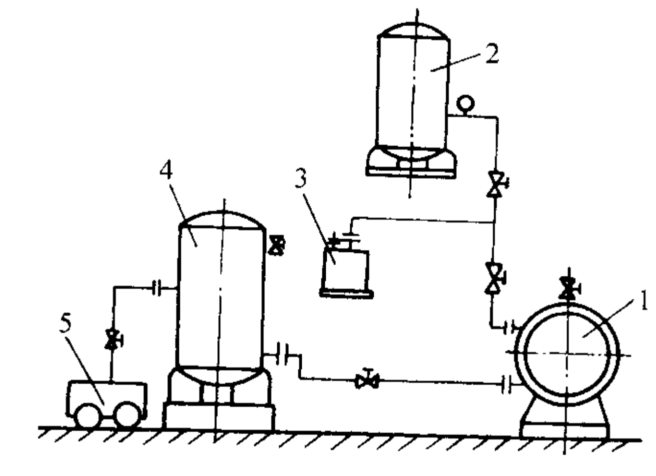


图 5.4-14　真空加压浇注设备示意图
1—真空加压浇注罐；2—预真空罐；3—真空泵；4—储气罐；5—空压机

表 5.4-31　常用的铝合金石膏型浇注工艺及特点

名　称	浇注工艺			特　点	用　途
	工艺方法	铸型温度/℃	浇注温度/℃		
重力浇注	合金液在重力下注入型腔	100～200	700～750	不需要特殊设备，操作简便，但要合理设计浇注系统	只用于透气石膏型
低压铸造	铝液在气压作用下注入型腔，充型压力为 0.02～0.03 MPa；结晶压力为 0.04～0.06 MPa	150～300	680～720	可使复杂薄壁铸件成形并减少浇注系统金属消耗，但要求仔细控制工艺参数	适于生产批量较大的复杂薄壁铸件
真空吸铸	铝液在负压作用下吸入型腔，充型真空度为 60～70 kPa	200～300	680～700	可浇注优质复杂薄壁铸件，允许降低浇注温度和金属消耗，但应控制铸件顺序凝固	适于生产中、小型复杂薄壁铸件
真空浇注	在真空中将合金液浇入型腔，真空度为 4～6 kPa，在大气压下凝固	200～350	700～720	可在减少氧化和阻力条件下使薄壁铸件浇注成形	适于生产大型薄壁铸件
真空加压铸造	在真空下浇注，在压力下结晶，浇注真空度为 4～6 kPa，结晶压力为 0.5～0.6 MPa	200～350	700～720	在保证薄壁铸件成形的同时提高铸件冶金质量，但需要较复杂的设备	适于生产有厚壁部分的大型薄壁铸件
调压铸造	在真空中一定压差下将合金液吸入型腔，随后保持压差，在压力下结晶。充型压差为 0.01～0.02 MPa，结晶压力为 0.5～0.6 MPa	200～300	680～700	可在减少充型压力和降低浇注温度条件下使薄壁铸件成形，并使铸件有较高的致密度，但需要较复杂的设备	适于生产有厚壁部分的复杂薄壁铸件

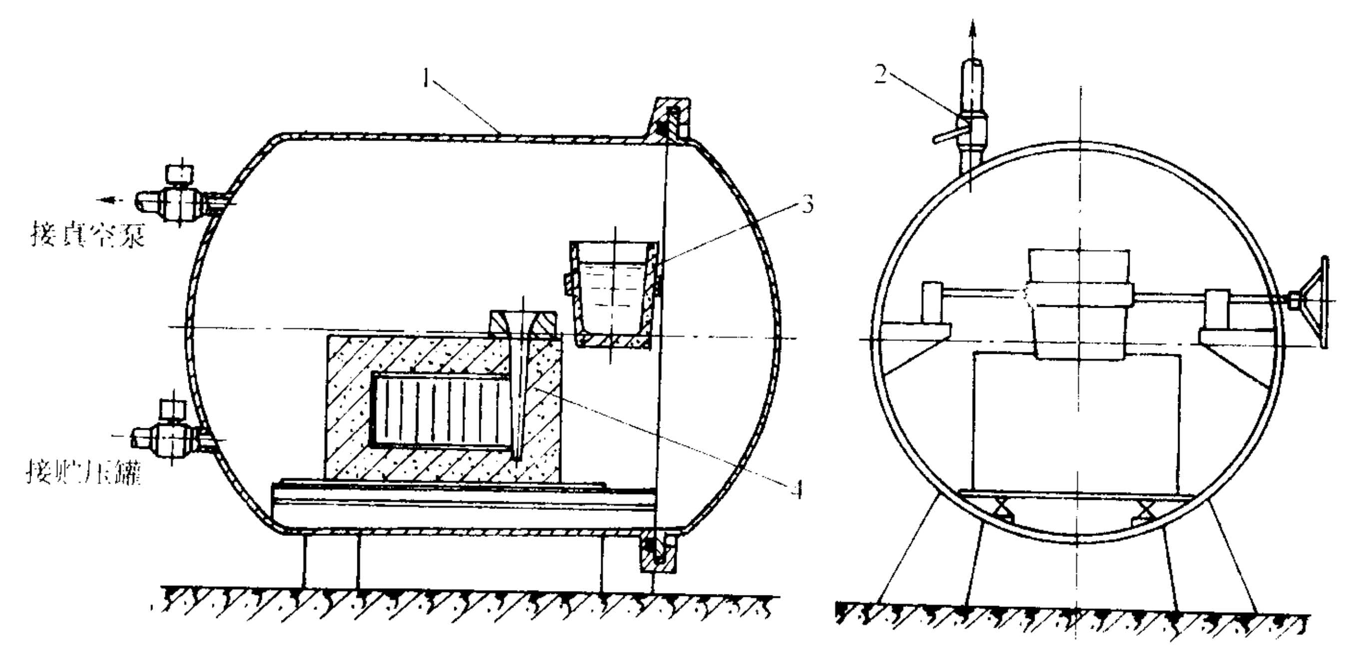


图 5.4-15　真空加压浇注罐结构图
1—炉体；2—放气阀；3—浇包；4—铸型

表 5.4-32　石膏型真空加压浇注操作要点

工序名称	操作要点
准备工作	1）将真空罐抽气至真空度 1 kPa 以上 2）储压罐充气至压力 0.6～0.7 MPa
铸型和浇包就位	1）将铸型从保温炉转移至浇注罐的底盘上 2）将浇包连同合金液迅速移至浇注罐内浇注架上
真空浇注	1）关闭浇注罐，打开真空泵、真空罐与浇注罐间的阀门，真空度平衡后，关闭真空罐与浇注罐间的阀门，真空泵继续抽气直至达到要求的真空度，关闭阀门，总的时间不应超过 60 s 2）通过手轮转动浇注架，将铝液浇入铸型，同时从观察窗监视浇注情况
加压凝固	1）浇注完毕后先破真空，然后迅速打开充气阀直至达到要求的压力，总的时间不应超过 45 s 2）铸件完全凝固后打开放气阀，取出铸型

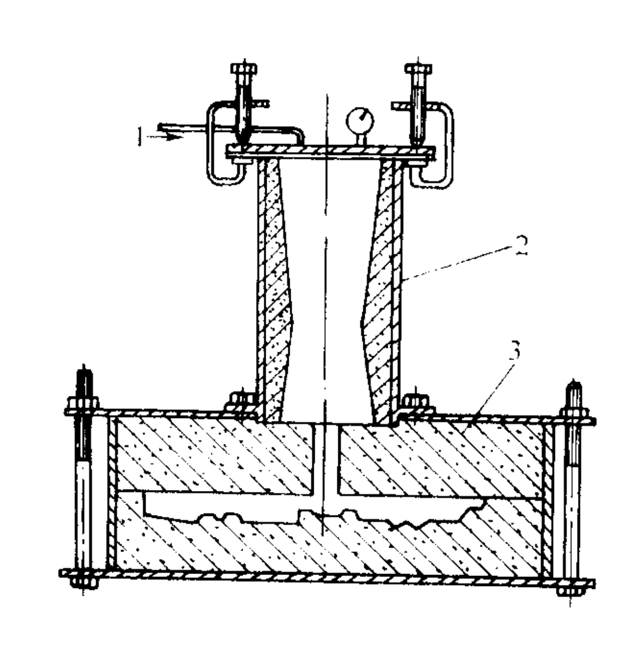


图 5.4-16　石膏型加压浇注装置示意图
1—进压缩空气；2—压注筒；3—石膏型

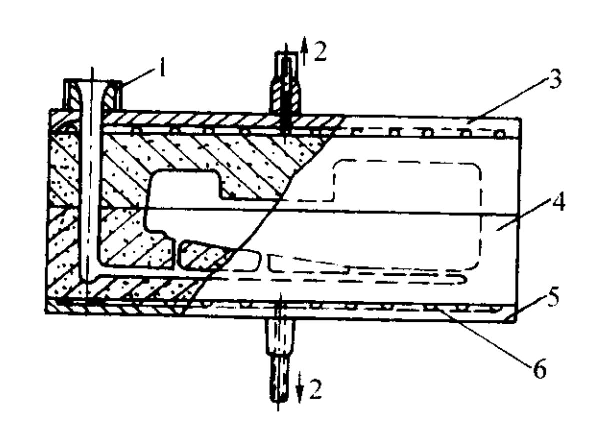


图 5.4-17 石膏型负压浇注装置示意图
1—浇口杯；2—抽气；3—上通气板；
4—石膏型；5—下通气板；6—通气槽

6 清整

对大型复杂薄壁铝精密铸件必须进行大量细致的清理、修补和矫正等工作。

1）清理 首先要脱除石膏型或石膏芯。虽然石膏型的残留强度不高，但铸件内腔及凹陷处的石膏难以脱除，要防止因清理造成的铸件变形。国外常用5 MPa的高压水清除石膏型，效果较好。脱除可溶性石膏芯则可将铸件浸泡在水中一定时间使其溃散清除。然后用喷砂去除铸件表面残留的石膏或氧化皮。喷砂所用砂粒大小、形状及喷砂压力均应合适，以防破坏铝铸件表面质量。

2）修补 对有缺陷但尚未属于废品的铸件可进行修补。一般铸件的焊补工艺见表5.4-33。对铸件表面粗糙、有飞翅、毛刺和铝豆以及形状不合要求，尺寸不合格等缺陷可采用修平、打磨等各种方式修补，使其达到合格。

表 5.4-33 铸件焊补工艺

序号	工序名称	备　注
1	锉修焊补部位	显示缺陷
2	焊补前的预热处理	T_4 处理
3	焊补	氩弧焊
4	热处理	
5	清理	
6	热处理	T_6 处理
7	X光检验	
8	检验	
9	转入正常工作	

注：T_4 为固溶处理。T_6 为固溶处理加完全人工时效。

3）矫正 变形量不大的铸件可进行矫正。矫正是在精确的专用矫正夹具中进行的，主要目的是使铸件形状、尺寸合格，但要防止出现裂纹等其他缺陷。铝合金铸件矫正前需经固溶处理，使铸件有良好的延性和抗变形能力，然后再经冰冷处理，最后进行矫正。

7 石膏型铸件常见缺陷及防止方法

石膏型铸件常见缺陷及防止方法见表5.4-34。

表 5.4-34 石膏型铸件常见缺陷及防止方法

缺陷名称	产生原因	防止方法
尺寸精度不合格	（1）熔模尺寸精度不合格 1）模具结构不合理或加工精度低，造成熔模尺寸精度不合格 2）熔模模料性能差，造成熔模尺寸精度不合格 3）熔模压制工艺参数不合理，造成熔模尺寸精度不合格 （2）石膏型精度不合格 1）石膏浆料组成不合理或变化引起的，如石膏质量分数减少2%时，石膏芯的尺寸约减小0.2% 2）浆料成形工艺引起的，如搅拌不充分、烘干及焙烧过程因成分不均和变形等 3）石膏型干燥焙烧工艺不合理出现变形	（1）确保熔模尺寸精度合格 1）模具结构合理，要保证加工精度 2）选择性能优良的熔模模料 3）压制工艺参数（型温、模料温度、压力、保压时间）合理 （2）确保石膏型精度合格 1）稳定石膏型（芯）尺寸精度，确保石膏型（芯）尺寸精度合格 2）石膏浆料组成合理、稳定 3）石膏型干燥焙烧工艺应合理
表面粗糙	1）压型和熔模表面质量不合格 2）石膏型（芯）表面质量不合格 3）浇注工艺参数不合理，如浇温或型温过高、金属压头过大等	1）确保压型和熔模表面质量 2）采用能富集在石膏型表面的添加剂，将表面孔隙填平。注意搅拌浆料时防止吸气、消除气泡 3）严格控制浇注工艺参数
气孔	1）石膏型（芯）透气性过低 2）浇注时石膏型（芯）发气	1）选择发气量小的石膏混合料 2）采用真空（负压）浇注
晶粒粗大	石膏型（芯）导热性差，又采用热型浇注	1）通过变质处理以细化铸件晶粒 2）采用锆砂、石墨等蓄热系数较大的填料来增加石膏型（芯）导热性
缩孔、缩陷	石膏型（芯）导热性差，又采用热型浇注使铸件冷却速度慢，在壁厚处易产生缩孔和缩陷	1）合理设计浇冒口系统 2）采用调压和差压铸造法，以加强金属液的补缩能力 3）合理使用冷铁
毛刺披缝	铸型有裂纹。产生裂纹原因如下： 1）脱蜡时，因蜡料膨胀使铸型开裂 2）铸型焙烧升温过快	1）选择膨胀小的模料，脱蜡工艺合理 2）焙烧工艺合理

续表 5.4-34

缺陷名称	产生原因	防止方法
毛刺披缝	3）铸型受强烈冲击 4）浇注时充型压力过大	3）提高石膏型强度，同时在铸造过程中防止铸型受冲击 4）控制浇注时的压力或真空度
铸瘤	铸件表面有大小不等的球形铸瘤的原因为： 1）石膏浆料制备时未充分除气 2）灌浆时卷入的气泡未能排出	1）控制好浆料搅拌时的真空度和搅拌时间 2）适当增加消泡剂加入量 3）灌浆平稳，不卷气

编写：闫双景（清华大学）

第 5 章　陶瓷型铸造

1　概述

1.1　工艺过程

陶瓷型铸造是使用水解硅酸乙酯做黏结剂的陶瓷浆料，灌注成铸型，用于生产铸件的铸造方法，又分整体陶瓷铸型和复合陶瓷铸型两种。

1）整体陶瓷铸型　铸型全部是用陶瓷浆料灌注而成的。其成形工艺流程见图 5.5-1 实线部分，也可用图 5.5-2 表示。整体陶瓷型所用陶瓷浆料太多，成本高，仅用于制造各种陶瓷芯或砂型中的陶瓷镶块。

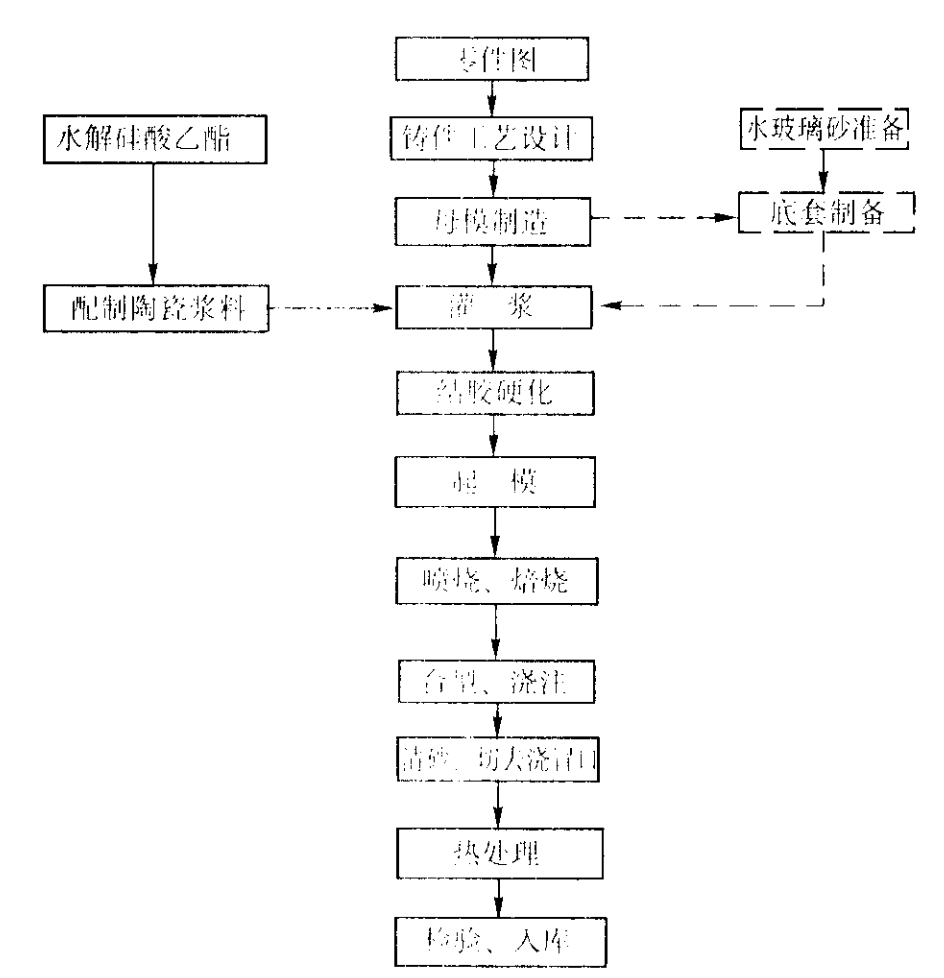


图 5.5-1　陶瓷型铸造法的工艺流程

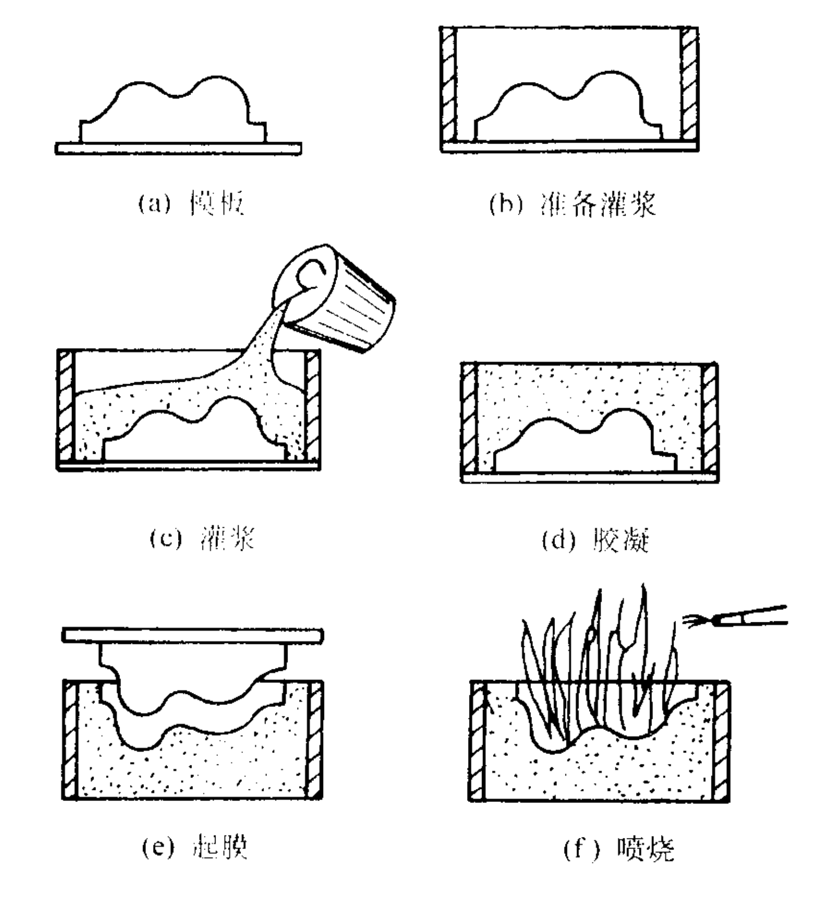


图 5.5-2　整体陶瓷型铸造成形工艺流程示意图

2）复合陶瓷铸型　整体陶瓷铸型全部使用陶瓷浆料其成本较高，而且陶瓷型的透气性小，型壁太厚喷烧时型易产生较大的变形，故现生产中广泛使用复合陶瓷铸型，又称带底套的陶瓷铸型。即仅在铸型型腔表面薄薄一层用陶瓷浆料，其余部分铸型采用水玻璃砂底套或金属底套，见图 5.5-3 或图 5.5-1。因水玻璃砂底套制作方便、透气性好、成本低，应用较普遍。

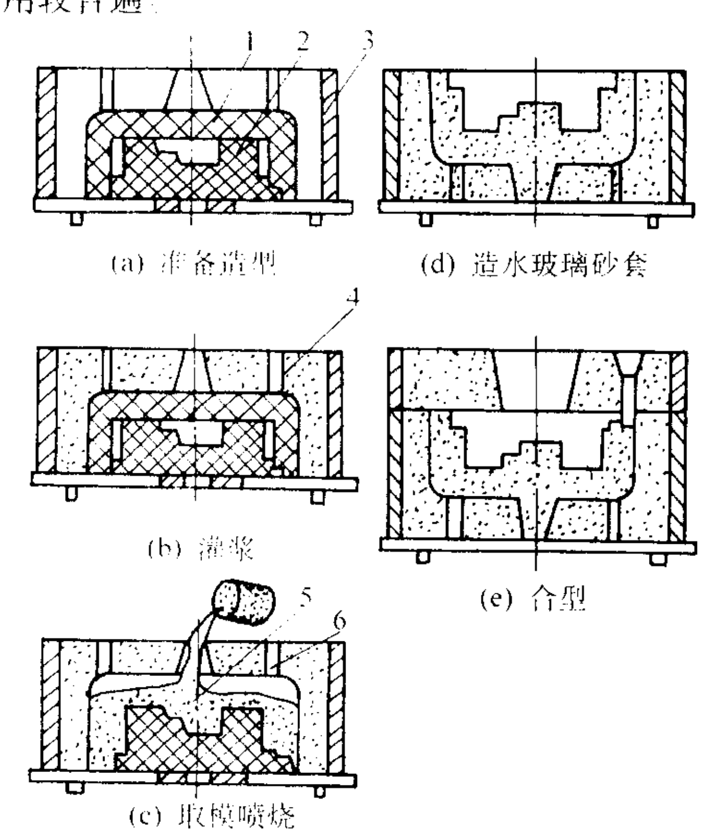


图 5.5-3　复合陶瓷型铸造成形工艺流程示意图
1—辅助母模；2—铸件母模；3—砂箱；
4—水玻璃砂套；5—陶瓷浆料；6—排气孔

1.2　工艺特点

1）陶瓷型生产的铸件尺寸精确、表面光洁。陶瓷铸型的型腔表面采用的是与熔模铸造型壳相似的陶瓷浆料，母模是在浆料硬化后起模的，因此铸型精确而光洁。所生产的铸件尺寸精度为 CT6～CT8，表面粗糙度为 $R_a = 3.2 \sim 12.5\ \mu m$，远优于砂型铸件。表 5.5-1 是陶瓷型铸钢件的尺寸精度。表 5.5-2 是不同合金的陶瓷型铸件的尺寸精度。

表 5.5-1　陶瓷型铸钢件的尺寸精度

铸件基本尺寸/mm	尺寸公差数值/mm	尺寸公差等级
<50	0.50	CT5
50～100	0.70	CT6
100～200	0.90	CT6
200～300	1.50	CT7
300～400	1.60	CT7
>400	2.60	CT8

表 5.5-2　不同合金的陶瓷型铸件的尺寸精度 CT

铸　钢	灰铸铁	球墨铸铁	铜合金	铝合金
6～8	6～8	6～8	5～6	5～6

2）可用于各种铸件。陶瓷铸型高温化学稳定性好，可用来生产各种不同合金铸件，对铸件的重量和尺寸没有什么

限制，可生产数百克到数吨的铸件。特别适合于生产各种合金的模具，如塑料模具、玻璃模具、橡胶模具、冲压模具、热锻模具、金属型、压铸模具、铸造用工装等。

(3) 投资少。陶瓷铸型制作工艺简单，不需要复杂的工艺装备和设备，投资少。

1.3　应用范围

主要用于生产各种复杂程度的精密铸件、模具和铸造工装，表5.5-3是陶瓷型铸件的应用实例，表5.5-4为陶瓷型生产的各种模具、工装举例。

表5.5-3　陶瓷型铸件的应用实例

名称	特点	铸件图	名称	特点	铸件图
阀座	形状复杂，上面有21条39 mm深的月形环槽，材质3Cr13，节省了加工工时，降低了成本		轧辊模具	汽车连杆轧辊模具，材质5CrMnMo模具钢，用于轧制45钢、40 mm厚的连杆	
注塑模具	铸钢的沙发脚注塑模具，沙发脚部分有木纹		热锻模具	铸钢的热锻模具，所锻造的零件见图下角所示	
	美国福特汽车公司用塑料注射模具，用快速成形模样通过陶瓷型翻制而成，模具制造周期缩短了1/3，成本降低为原来的1/3		熔模铸造压型	生产钳子工具的熔模铸造压型（钢），是用快速成形方法生产的蜡模生产的	
			压铸模具	是用快速成形的树脂模，通过陶瓷型铸造工艺翻制出的压铸模具（钢）	
玻璃模具	玻璃茶盘模具，型腔中有复杂的动物、风景等图纹，材质为铸铁		铸造模板	防滑圈件用的铸铝模板，模底板和模样分别铸好后，再划线装配而成	

表5.5-4　陶瓷型生产的各种模具、工装举例

用途	材料	应用举例
塑料模	钢、铸铁、铜合金	汽车、玩具、容器、家具和其他塑料装置
玻璃模	钢、铸铁	电视机显像管、瓶类、灯具等
橡胶模	钢	汽车
冲模	钢、铸铁	汽车、拖拉机、工程机械
热锻模	合金钢	汽车、拖拉机
金属型	铸铁	特殊要求的铸件
铸造用工装	钢、铸铁	砂型铸造用模板和芯盒、压铸模具、熔模铸造用压型等

2　铸件工艺设计

2.1　铸造工艺方案的确定

（1）浇注位置确定

浇注位置应保证获得健全的铸件，主要应考虑以下原则。

1）铸件重要加工面应向下或在侧面。

2）有利于实现所确定的凝固原则。

3）铸件的大平面应处于下面或侧面，防止出现夹砂等缺陷。

4）铸件薄壁处应置于下部或侧面，防止浇不到和冷隔缺陷。

（2）分型面确定

1）分型面一般取在铸件的最大截面上，但不要使铸件在一箱中过高。

2）尽量使铸件的重要加工面或大部分加工面和加工基准面在同一砂箱中，最好放在下箱里。

3）尽量采用平直分型面，便于生产操作。

4）分型面尽可能和浇注位置一致，以免合型后再翻动铸型。

2.2　铸造工艺参数选择（见表5.5-5）

表5.5-5　铸造工艺参数选择

工艺参数名称	参数选择				
加工余量	铸件加工面间最大尺寸/mm	铸件单面加工余量/mm			
		加工方法		有浇冒口的平面	分型面
		磨削	抛光		
	≤40 40～100 100～250 250～400	0.2～0.3 0.3～0.4 0.4～0.5 0.5～0.7	0.15 0.20 0.30 0.40	1.5 2.0 2.5 3～3.5	1 2 2～3 3～4
铸造斜度	1）常用铸造斜度为0°30′～3°，有型芯头时为3°～7° 2）使用专用脱模机械时，斜度较小，一般为0°15′～0°45′ 3）具有内孔或较高的铸件，应酌量增大铸造斜度				
铸造收缩率/%	铸钢	铸铁	铸铝	备注	
	1.5～2.4	0.8～1.2	1.2～1.4	对于零件外形尺寸，取上限；对于内腔尺寸应取下限	

2.3　母模

1）母模种类选择　传统的陶瓷型用母模有木模、石膏模和金属模，近年来也有使用快速成形原型作母模，可大大节约母模制作时间。快速成形是20世纪80年代发展起来的新技术，参看本篇第14章快速铸造。各种模具的制作及应用见表5.5-6。

表5.5-6　各种模具的制作及应用

名　称	制作要点	特点及应用
木模	形成铸型型腔部分的木模要采用较致密的木材，如麻栗、柳安、楠木、柚木等，而形成非型腔部分的可采用较便宜的东北松、白桦等。母模表面要喷一层清漆	木模成本低、制作方便。适用于精度和寿命要求不高的单件、小批生产中
石膏模	选用高强度或医用石膏（$CaSO_4 \cdot 1/2H_2O$），石膏浆配方（质量分数）为：石膏85%～95%、水泥10%～15%、氧化钙1%～1.5%，水适量。石膏模在60～80℃下烘干后，浸蜡处理或表面喷硝基漆	表面粗糙度和尺寸精度比木模好，成形方便，修补容易，成本低，用于生产批量不大时
金属模	一般采用机加工的铝模或黄铜模，表面抛光或电镀	表面粗糙度低和尺寸精度高，寿命长，成本高，适用于大批量生产
快速成形原型	可使用SLA法和SLS法生产的树脂模或LOM法生产的纸模或FDM法生产的蜡模等作为母模	不同快速成形原型的精度不同，在0.1%～1%之间，其主要优点是大大节约母模制作时间，适用于单件、小批生产

2）母模精度及表面粗糙度　为保证陶瓷型铸件精度，母模精度应高于铸件精度，可参考表5.5-7。

表5.5-7　母模各部分尺寸精度（摘自GB/T 1800.4—1999）

母模的部位	尺寸精度
零件不需加工的自由面	IT9～IT11级
零件有加工的面	IT8～IT9级
零件不需加工，而由铸件直接保证的工作面	IT7～IT8级

影响陶瓷型铸件表面质量的主要因素是母模表面质量和分型剂。从表5.5-8和表5.5-9可知，母模表面粗糙度 R_a = 1.6～1.7 μm时，铸型表面和母模表面粗糙度数值差相对较小。此时，只要选择合适的分型剂如聚苯乙烯液就可明显的改善陶瓷型表面质量。

2.4　浇注系统和冒口设计

1）浇注系统见表5.5-10。

表 5.5-8 不同粗糙度母模对陶瓷型表面质量的影响

母模的表面粗糙度 $R_a/\mu m$	铸型的表面粗糙度 $R_a/\mu m$	母模表面与铸型表面粗糙度的差值 $\Delta R_a/\mu m$
5.4 ~ 5.7	6.0 ~ 6.8	0.3 ~ 1.4
2.86 ~ 2.87	3.0 ~ 3.2	0.13 ~ 0.34
1.57 ~ 1.72	2.10	0.38 ~ 0.53
0.80 ~ 1.2	1.74 ~ 1.98	0.54 ~ 1.18
0.48 ~ 0.65	1.79 ~ 1.87	1.14 ~ 1.39

注：不使用分型剂。

表 5.5-9 不同粗糙度母模使用分型剂的效果

母模的表面粗糙度 $R_a/\mu m$	铸型的表面粗糙度 $R_a/\mu m$	母模表面与铸型表面粗糙度的差值 $\Delta R_a/\mu m$
5.9 ~ 6.0	1.7 ~ 1.8	-4.3 ~ 4.1
3.8 ~ 4.1	1.64 ~ 1.22	-2.58 ~ 2.46
1.8 ~ 1.69	1.20 ~ 1.65	-0.04 ~ 0.60
0.95 ~ 0.85	1.07 ~ 1.67	1.20 ~ 0.82
0.45 ~ 0.48	0.98 ~ 1.60	0.50 ~ 1.15

表 5.5-10 几种常见浇注系统

名称	结构	特点及应用	名称	结构	特点及应用
顶注式浇注系统	1—冒口；2—铸件	金属液补缩能力强，但充型时金属液对铸型的冲击大，不平稳，适用于小型铸钢件及模具	压边浇注系统	1—浇道；2—铸件	金属液补缩效果较好，充型较平稳，多应用于铸铁件
垂直缝隙式浇注系统		金属液充型较平稳，补缩能力较强，适用于大中型铸钢件及模具			

2）冒口 浇注铸钢件和模具时可采用圆柱形明冒口，见表 5.5-11。

表 5.5-11 铸钢件用圆柱形明冒口的尺寸参数

结构	D/mm	H/D	K	b/mm
铸件	80 ~ 260	1.5	1:10	30 ~ 50
	270 ~ 300	1.2 1.35 1.5	1:10	50 ~ 60
	310 ~ 400	1.1 1.30 1.5	7.5:100	60 ~ 70
	410 ~ 600	1.1 1.25 1.4	7.5:100	70 ~ 80
	610 ~ 1 000	0.9 1.05 1.2	7.5:100	80 ~ 90

3 陶瓷型制造

3.1 陶瓷浆料用原材料

（1）耐火材料

耐火材料是陶瓷浆料中的骨干材料，应有足够的耐火度、热化学稳定性、小的热膨胀系数以及合理的粒度分布。耐火材料不应与金属液及硅酸乙酯黏结剂发生化学反应。因此，要根据生产铸件的合金种类来选择耐火材料。同时，由于硅酸乙酯水解液呈酸性，必须严格控制耐火材料中碱金属、铁等氧化物含量。表 5.5-12 是陶瓷型常用的耐火材料的成分及性能。

表 5.5-12 常用的耐火材料成分及性能

名称	化学成分（质量分数）/%					性能		
	Al_2O_3	SiO_2	ZrO_2	Fe_2O_3	CaO + MgO	熔点/℃	密度/g·cm^{-3}	线胀系数/$10^{-6}K^{-1}$
硅砂	< 2.0	> 97	—	< 0.5	—	1 713	2.65	12.5
刚玉	> 97	< 0.25	—	< 0.15	—	2 045	3.95 ~ 4.02	8.6
棕刚玉	> 94.5	—	—	—	—	1 900	3.95 ~ 4.02	8.6

续表 5.5-12

名称	化学成分（质量分数）/%					性能		
	Al_2O_3	SiO_2	ZrO_2	Fe_2O_3	CaO + MgO	熔点/℃	密度/g·cm^{-3}	线胀系数/$10^{-6}K^{-1}$
煤矸石	41 ~ 46	54 ~ 51		1 ~ 1.5	0.4 ~ 0.8	1 700 ~ 1 790	2.62 ~ 2.65	5.0
铝矾土	> 80.0	—	—	0.8 ~ 1.4	0.7 ~ 0.4	≈1 800	3.2 ~ 3.4	5.0 ~ 5.8
莫来石	> 67.0	—	—	—	—	1 800	2.8 ~ 3.1	5.4
锆砂	< 0.30	< 33.0	> 65.0	< 0.4	—	2 430	4.7 ~ 4.9	4.6

耐火材料的粒度粗细及其分布对陶瓷浆料中耐火材料与黏结剂的比例，即粉液比是有很大影响的。而粉液比又直接影响着陶瓷型的收缩、变形及表面致密程度。浆料中耐火材料多，即粉液比高，陶瓷型表面就更致密些，表面粗糙度也就低；同时，陶瓷浆料在凝固时的收缩也就小，所制陶瓷型尺寸变化也小，陶瓷型强度较高，见图 5.5-4 和图 5.5-5。实验证明粒度分散的耐火材料，即有粗有细的耐火材料其紧实密度较大，在配浆料时，这种粉料的临界加入量相应的高，即粉液比大，见图 5.5-6，易得到性能较好的陶瓷型。

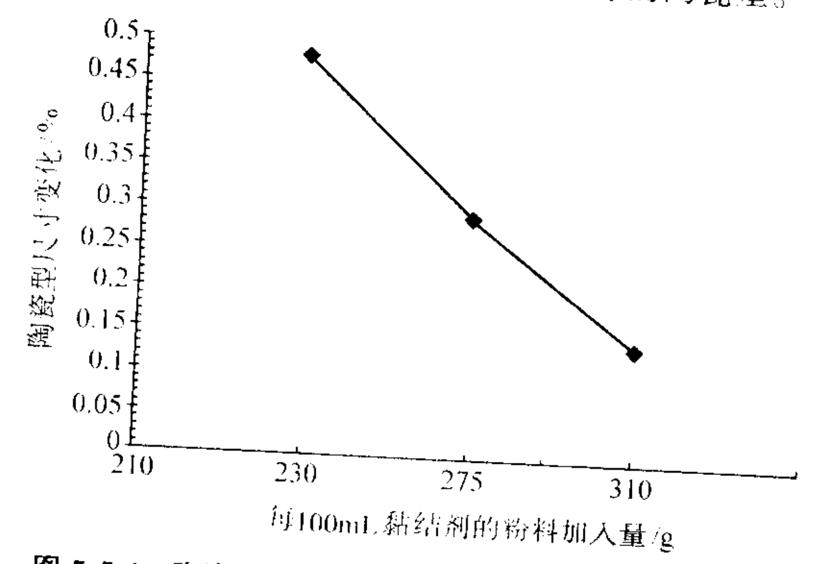


图 5.5-4 陶瓷型耐火材料加入量与尺寸变化率的关系

（2）黏黏剂

陶瓷型常用的黏结剂为硅酸乙酯，原硅酸乙酯只有经过水解反应才具有黏结能力（参考本篇第 2 章 5.3.1）。水解是水中的羟基取代硅酸乙酯中乙氧基的过程。水解过程影响着硅酸乙酯水解液的质量。国外市场上可购买到硅酸乙酯水解液，国内尚无水解好的硅酸乙酯水解液买，各工厂需自行水解；为保证黏结剂质量，需对水解加入物的质量、加入数量、水解方法等严加控制。

1）水解用原材料见表 5.5-13。

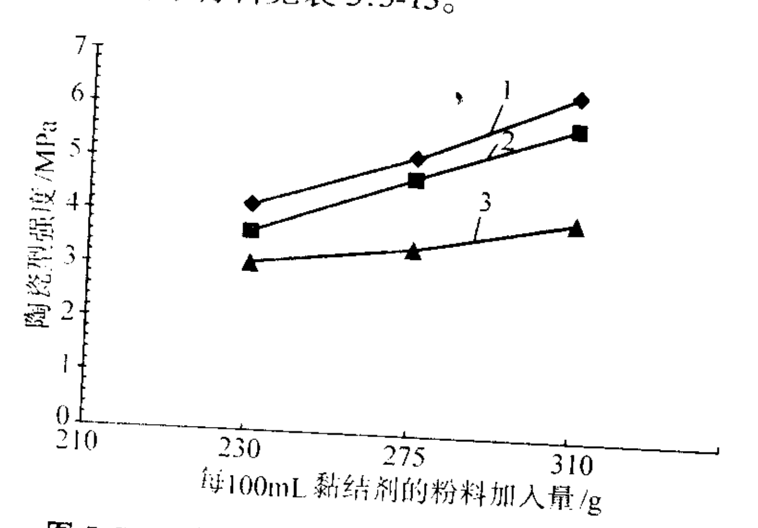


图 5.5-5 陶瓷型耐火材料加入量与强度的关系

1—高温强度；2—残留强度；3—常温强度

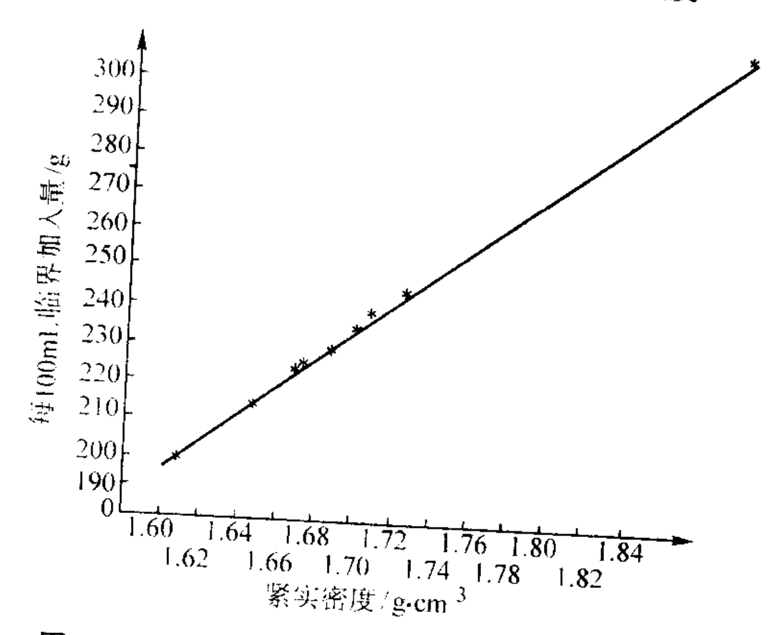


图 5.5-6 耐火材料紧实密度与临界加入量的关系

表 5.5-13 水解用原材料

名称	种类	作用
原硅酸乙酯	工业硅酸乙酯 32 或工业硅酸乙酯 40	水解反应的主体，两种硅酸乙酯比较见表 5.5-14
水	工业蒸馏水	产生水解反应
乙醇	工业用	互溶剂和稀释剂
盐酸	化学纯	催化剂，也是水解液及陶瓷浆料 pH 值的稳定剂
硫酸	化学纯	催化剂，常用于综合水解时；也是水解液及陶瓷浆料 PH 值的稳定剂
醋酸	化学纯	水解液 pH 值稳定的缓冲剂
硼酸	化学纯	添加剂，提高陶瓷型强度，但用量过多则降低耐火度
甘油	化学纯	添加剂，提高陶瓷型韧性

表 5.5-14 两种硅酸乙酯比较

项目		硅酸乙酯 32	硅酸乙酸酯 40
化学成分（质量分数）/%	SiO_2	32.0 ~ 34.0	40.0 ~ 42.0
	HCl	< 0.04	< 0.015

续表 5.5-14

项　目		硅酸乙酯 32	硅酸乙酸酯 40
密度/$g \cdot cm^{-3}$		0.97～1.0	1.04～1.07
运动黏度/$m^2 \cdot s^{-1}$		$\leqslant 1.6 \times 10^{-6}$	$(3\sim5) \times 10^{-6}$
结构组成		以单乙酯为主	主要是肆乙酯、伍乙酯
平均相对分子质量		248	835
分子构型		线型	线型和枝化
水解反应		相比起来硅酸乙酯 40 的水解温度比硅酸乙酯 32°低，水解平稳易于控制	
水解液性能		硅酸乙酯 40 水解液稳定性优于硅酸乙酯 32，加入相同数量催化剂时，硅酸乙酯 40 胶凝时间短，故综合工艺性能优良	
陶瓷型强度 /MPa	常温强度	2.96	3.46
	高温强度	3.88	5.00
	残留强度	3.36	4.37

2）水解配料计算见表 5.5-15。

表 5.5-15　水解配料计算

序号	名　称	计　算	
1	计算加水量 B	水解 1 kg 硅酸乙酯所需加水量 B（g）计算如下： $B = 400\ M\alpha$ 式中，M 为置换 1 mol $-OC_2H_5$ 所需的 H_2O 摩尔数；α 为硅酸乙酯中 $-OC_2H_5$ 的质量分数，%。 M 的数值由工艺人员事先选定，一般 M 在 0.25～0.75 之间，M 与陶瓷型强度的关系见图 5.5-7。 α 值可由下表得出： 硅酸乙酯中 SiO_2 与 C_2H_5O 质量分数的关系　　%	
		SiO_2	C_2H_5O
		28.8	86.5
		30.0	85.1
		31.0	84.0
		32.0	82.6
		33.0	81.5
		34.0	80.2
		35.0	79.0
		36.0	77.9
		37.0	77.6
		38.0	75.4
		39.0	74.2
		40.0	72.9
		41.0	71.8
		42.0	70.6
		43.0	69.3
2	计算乙醇加入量 C	$C = \frac{1}{d_{乙}}\left[1\,000\left(\frac{S}{S'} - 1\right) - B\right]$ 式中，C 为乙醇加入量，mL；S 为原硅酸乙酯中 SiO_2 含量（质量分数），%；S' 为水解液中 SiO_2 含量（质量分数），%；$d_{乙}$ 为乙醇的密度，g/cm^3	
3	实际加水量 B'	使用工业乙醇时，由于工业乙醇含水故实际加水量 B' 为 $B' = B - CC_{水}$ 式中，$C_{水}$ 为工业乙醇中水的体积分数，%，一般为 2.3%	

续表 5.5-15

序号	名　称	计　　算
4	计算盐酸加入量 D	$$D=\frac{Gb'-1\,000\,b}{d_{盐}\,C_{盐}}$$ 式中，D 为盐酸加入量，mL；G 为水解液总质量，g；b' 为水解液中 w（HCl），%；b 为原硅酸乙酯中 w（HCl），%；$d_{盐}$ 为盐酸密度，g/cm³，一般为 1.18 g/cm³；$C_{盐}$ 为 w（HCl），%，一般为 35.4%
5	其他附加物计算	附加物是以原硅酸乙酯为基础计算的，如每千克原硅酸乙酯加 4～5 mL 醋酸

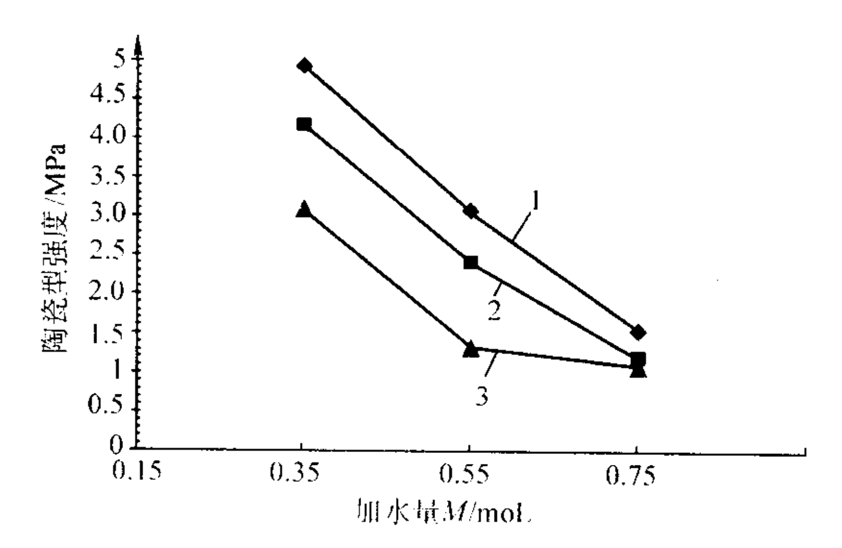


图 5.5-7　水解液加入量与陶瓷型强度的关系
1—高温强度；2—残留强度；3—常温强度

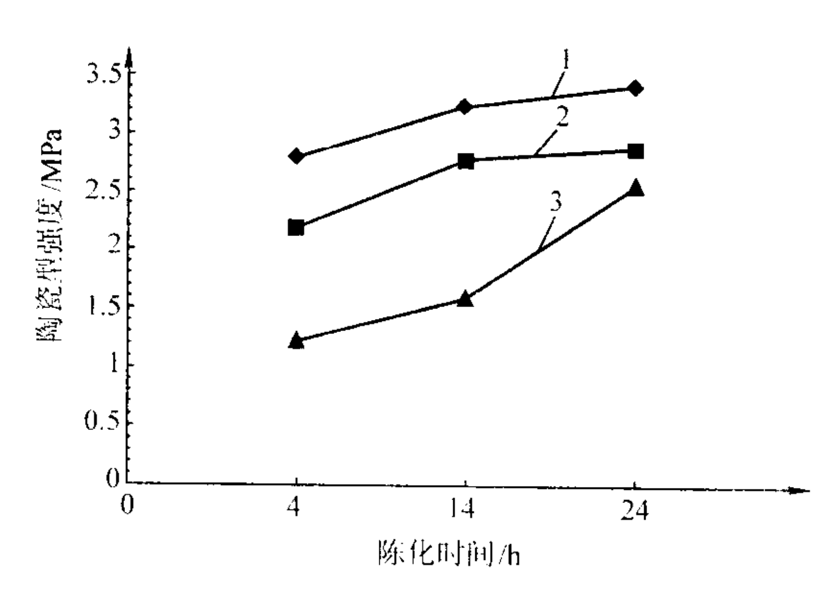


图 5.5-8　水解液陈化时间与陶瓷型强度的关系
1—高温强度；2—残留强度；3—常温强度

3）水解工艺　水解方法有三种，各种水解工艺及特点见表 5.5-16。常用的为一次水解法。水解后的水解液在室温（18～25℃）下封存 24 h 后使用。封存时间又称陈化时间，它对陶瓷型性能影响见图 5.5-8。

表 5.5-16　硅酸乙酯水解工艺、特点及其应用

工艺方法	工艺要点	特点及应用
一次水解	将乙醇和水全部加入水解器中，然后加入盐酸和醋酸，在不断搅拌的情况下，以细流加入硅酸乙酯，控制水解液温度 40～50℃（硅酸乙酯 32），或 32～42℃（硅酸乙酯 40）；加完硅酸乙酯后，继续搅拌 30～60 min，出料待用	工艺简单，操作方便，水解液质量稳定，应用较广
二次水解	加入质量分数为 15%～30% 的乙醇，在搅拌情况下，交替加入 1/3 原硅酸乙酯和 1/3 配制好的酸化水，保持水解液温度在 38～52℃之间，重复上述步骤二次，加完后继续搅拌 30 min，最后加入混有醋酸的剩余乙醇，继续搅拌 30 min	工艺简单，型壳强度较高，应用较广
综合水解	将乙醇和原硅酸乙酯全部加入涂料搅拌机中，在搅拌状态下加入耐火粉料用量的 2/3，强烈搅拌 3～5 min（1 500～3 000 r/min），然后加入酸化水，温度不超过 60℃，搅拌 40～60 min，冷却到 34～36℃，加入剩余耐火粉料，继续搅拌 30 min，除气 30 min	水解和涂料配制一次完成，陶瓷型强度比一次水解时高 0.5～2 倍，但工艺复杂，需专用搅拌装置，应用不广

注：添加硼酸和甘油时，先配成硼酸甘油混合液，在水解时加入。

4）水解液质量控制　水解液主要检查及控制其二氧化硅含量、氯化氢含量及黏度等，测试方法见标准 JB/T 4007—1999。

（3）促凝剂

硅酸乙酯水解液配成的陶瓷浆料往往需要很长时间才能胶凝。为提高生产率，在制造陶瓷型的浆料中必须加入促凝剂（又称催化剂）来缩短胶凝时间。图 5.5-9 是硅酸乙酯水解液 pH 与胶凝时间对数的关系曲线。从图可以看出，水解液 pH 值在 1.5～2.0 最稳定，而 pH 值在 5.0～6.0 最不稳定。因此，可加碱性或强酸作促凝剂，改变水解液的 pH 值，使浆料迅速胶凝成形。工业生产中应用的是碱性促凝剂，表 5.5-17 为陶瓷型常用促凝剂。现国内多用无机碱性促凝剂，如 $Ca(OH)_2$ 和 MgO。而国外多用有机促凝剂，它可以提高陶瓷型强度等性能，图 5.5-10 是各种促凝剂对陶瓷型强度的影响比较，可见有机促凝剂比无机促凝剂得到的陶瓷型强度高。同时，用有机促凝剂的陶瓷型可在一个较长时间范围内起模，大大改善其起模性能。不同促凝剂的加入量各不相同，为使浆料搅拌均匀并便于灌浆，大件结胶时间应控制在 8～15 min 左右，中小件控制在 4～6 min 为宜。

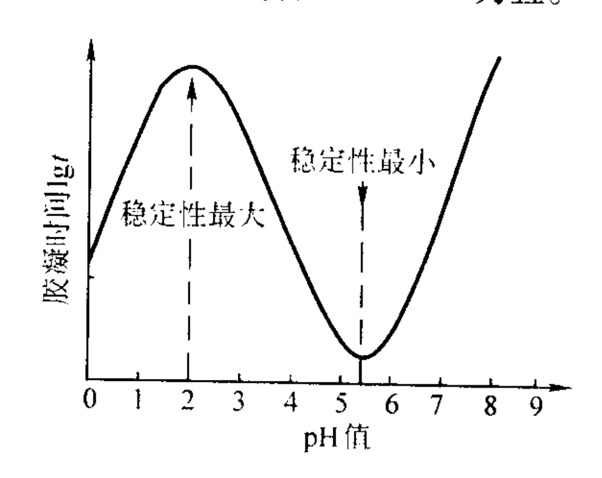


图 5.5-9　硅酸乙酯水解液 pH 值与胶凝时间对数的关系曲线

表 5.5-17　陶瓷型常用促凝剂

种　类	名　称
无机促凝剂	$Ca(OH)_2$、MgO、NaOH、CaO、$Mg(OH)_2$、Na_2CO_3
有机促凝剂	各种有机胺如醇胺、环已胺、甲基胺等

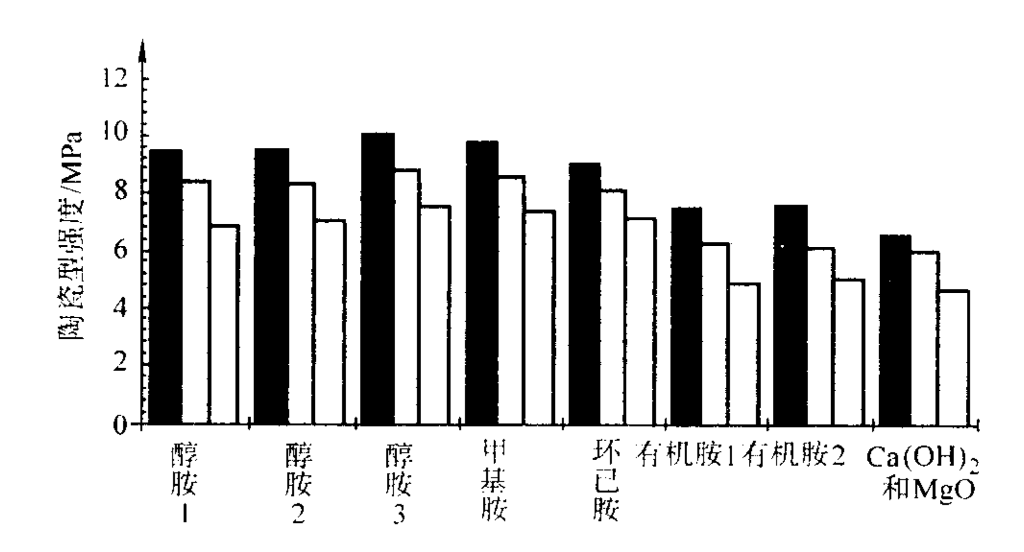


图 5.5-10 各种促凝剂对陶瓷型强度的影响

■—高温强度；□—残留强度；□—常温强度

(4) 分型剂

由于硅酸乙酯水解液黏附能力较强，其中的乙醇对许多物质的溶解能力又较大，因此陶瓷型浆料很容易黏附在母模表面上，使起模困难，严重影响铸型的表面质量。为此，要在母模表面涂上一层脱模能力较强的分型剂。目前广泛采用的分型剂有上光蜡、石蜡、变压器油、凡士林、黄油、硅油、树脂漆和聚苯乙烯液等。不同分型剂对陶瓷型表面质量的影响见表 5.5-18，其中以聚苯乙烯液涂覆性能最好，所制陶瓷型表面质量好。同时，聚苯乙烯可任意调节黏度，涂层均匀，成膜快，脱模效果好，一次涂膜可供多次、甚至数十次灌浆使用。其次是各种树脂漆的脱模作用保持时间较长，可作为半永久性的分型剂。但是应注意让树脂漆膜充分干燥，否则浆料中的乙醇会使漆层泡胀、剥落，破坏母模的表面质量。黄油太稠，难以涂刷均匀。硅油虽有脱模效果，但是它不易干燥成膜，灌浆时易将油膜冲掉，从而降低铸型的表面质量。

表 5.5-18 不同分型剂对陶瓷型表面质量的影响

分型剂种类	陶瓷型表面粗糙度 R_a/μm
凡士林	5.1
硅油	5.5
树脂漆	3.9
聚苯乙烯液	1.9

3.2 制型工艺

1) 底套制作 复合陶瓷型的砂底套一般都采用水玻璃砂制作。可采用二氧化碳硬化的水玻璃砂，或有机脂硬化的水玻璃砂，其配方见表 5.5-19。制作底套时应开设 ϕ30 ~ ϕ50 mm 的灌浆孔和 ϕ10 mm 左右的排气孔，见图 5.5-3c。对于批量小、尺寸大的铸件，制作底套的模型可用母模贴黏土层或橡胶层等形成，黏土层或橡胶层的厚度即为陶瓷浆料层的厚度。陶瓷层的厚度则根据铸件的大小和铸造合金不同而不同，可按表 5.5-20 选择。

表 5.5-19 砂底套用水玻璃砂的配方（质量分数）%

硬化方式	硅砂（筛号）		水玻璃（模数 2.4）	膨润土
	20 ~ 40	12 ~ 20		
CO_2 硬化	50	50	7 ~ 8	1 ~ 2
有机酯（自硬）	50	50	4 ~ 5	—

表 5.5-20 陶瓷型灌浆厚度的选用 mm

合金种类	中、小件	大件
铸铝	5 ~ 7	8 ~ 10
铸铁、铸铜	6 ~ 8	8 ~ 12
铸钢	8 ~ 10	10 ~ 15

2) 陶瓷型浆料配方见表 5.5-21。

表 5.5-21 国内的一些陶瓷型浆料配方

序号	浆料名称	耐火材料/g				硅酸乙酯水解液/mL	促凝剂[②] /g·(100 mL)$^{-1}$	应用范围
1	硅石浆料	筛号 270	筛号 50 ~ 100		筛号 30 ~ 50	40	Ca(OH)$_2$ 0.2 ~ 0.4	用于中大件
		55	30		15			
2	锆砂浆料	筛号 270	筛号 100 ~ 200		筛号 20 ~ 40	25 ~ 35	Ca(OH)$_2$ 0.35	用于中大件
		65	25		10			
3	煤矸石浆料	筛号 270	筛号 200	筛号 70 ~ 100	筛号 30 ~ 60	31 ~ 35	Ca(OH)$_2$ 0.1 ~ 0.2 MgO 1 ~ 2	用于中大件
		30	30	30 ~ 40	10 ~ 5		有机促凝剂 2 ~ 10 mL	用于中大件
4	铝矾土浆料	筛号 270	筛号 200	筛号 70 ~ 100	筛号 30 ~ 60	31 ~ 35	Ca(OH)$_2$ 0.1 ~ 0.2 MgO 1 ~ 2	用于大件
		30	30	30 ~ 40	10 ~ 5		Ca(OH)$_2$ 0.4 ~ 0.6	用于中小件
5	刚玉浆料	F[①]360	筛号 320	筛号 180	筛号 60	37 ~ 40	Ca(OH)$_2$ 0.45	用于中小件
		50	—	30	20			
		25	25	30	20	37 ~ 40	Ca(OH)$_2$ 0.40	用于中小件
		—	50	30	20	40	Ca(OH)$_2$ 0.35	用于大件

注：1. 为提高陶瓷浆料的透气性，可在 100 g 耐火材料中加 0.3 g 双氧水。

2. 为防止陶瓷型开裂可加入质量分数为 10%甘油硼酸溶液，如每 100 mL 水解液加入质量分数 3% ~ 5%的甘油硼酸溶液。

3. 序号 3、4 使用的为硅酸乙酯 40 水解液。

① F360 是磨料行业粒度标准。

② 促凝剂加入量是指 100 mL 硅酸乙酯水解液中加入的克数。

3）陶瓷型制作见表 5.5-22。

表 5.5-22 陶瓷型制作

序号	名称	操作要点
1	灌浆	1）配制浆料：先将耐火材料与粉状促凝剂混合均匀；然后将附加物倒入水解液中；最后将备好的水解液倒入容器中，随后倒入粉料，同时不断搅拌。手工操作时应戴上乳胶手套 2）浆料黏度随搅拌时间而变化见下图。当浆料黏度开始增大，图中 *BC* 时段称结胶苗子，此时需立即浇灌。注意耐火材料应无沉淀现象。灌浆过早（见图中 *AB* 时段）易冲走母模表面的脱模剂，引起粘模。同时灌浆后浆料凝固时间长耐，火材料容易沉淀，铸型易裂。灌浆太迟，浆料流动性太差，铸型内腔轮廓不清晰 3）结胶时间可用促凝剂加入量来调整，小件可控制在 4 ~ 6 min，中大件为 8 ~ 15 min 较合适 4）灌浆时砂箱应轻微振动，以改善浆料流动性，使浆料中气泡易于上浮，不附在母模表面
2	起模	1）当浆料固化，但尚处于弹性状态时就应起模。此时用砂型硬度计测试硬度在 80 ~ 90 之间。一般起模时间约等于 2 倍结胶时间。起模过早因浆料固化不完全，强度较低，陶瓷型会出现大量裂纹而报废。起模太迟，浆料已无弹性，易起坏铸型 2）起模时不允许上下左右敲击母模。需要的起模力较大，最好设计专用起模机构见图 5.5-11 及图 5.5-12。以便使母模平稳取出
3	喷烧	起模后要立即点火喷烧陶瓷型，使酒精燃烧起来，均匀的挥发，防止陶瓷层收缩变形，形成大裂纹。另外，喷烧工艺还影响陶瓷型尺寸变化和强度见图 5.5-13、图 5.5-14
4	焙烧	焙烧是去除陶瓷型中残余的酒精等物质，并使硅酸胶体脱水最后完成体型结构。焙烧温度与陶瓷型强度的关系见图 5.5-15。浇注不同合金时其焙烧温度可不同。保温时间要根据铸型的厚度而定，一般可控制在 6 ~ 8 h 合金种类 — 陶瓷型焙烧温度/℃ 铸钢 — > 600 铸铁 — > 500 铸铝、铸铜 — 350 ~ 450

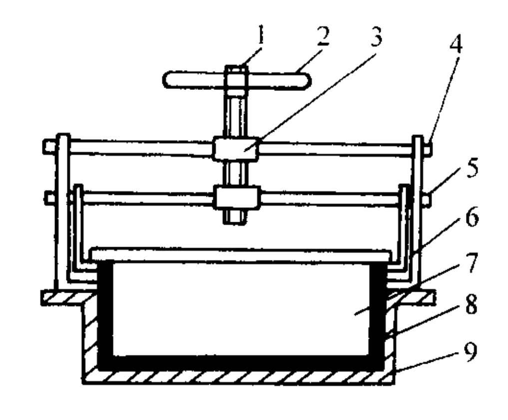


图 5.5-11 螺旋双钩起模器

1—螺杆；2—旋柄；3—螺母；4—支架；5—滑动臂；6—起模钩；7—模样；8—陶瓷型；9—砂底套

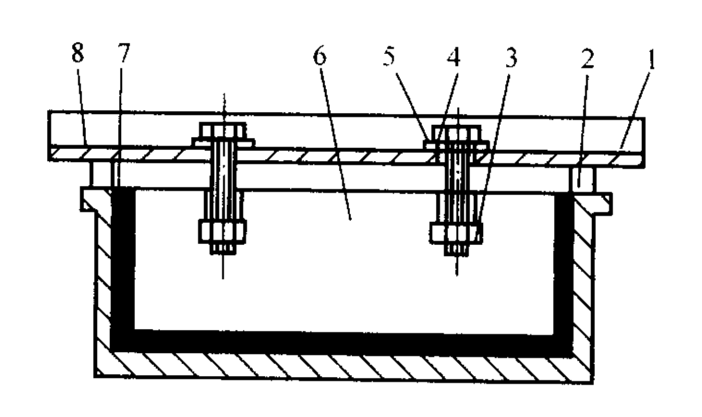


图 5.5-12 螺钉起模器

1—角铁架；2—垫块；3—螺母；4—起模螺钉；5—垫圈；6—模样；7—陶瓷型；8—砂底套

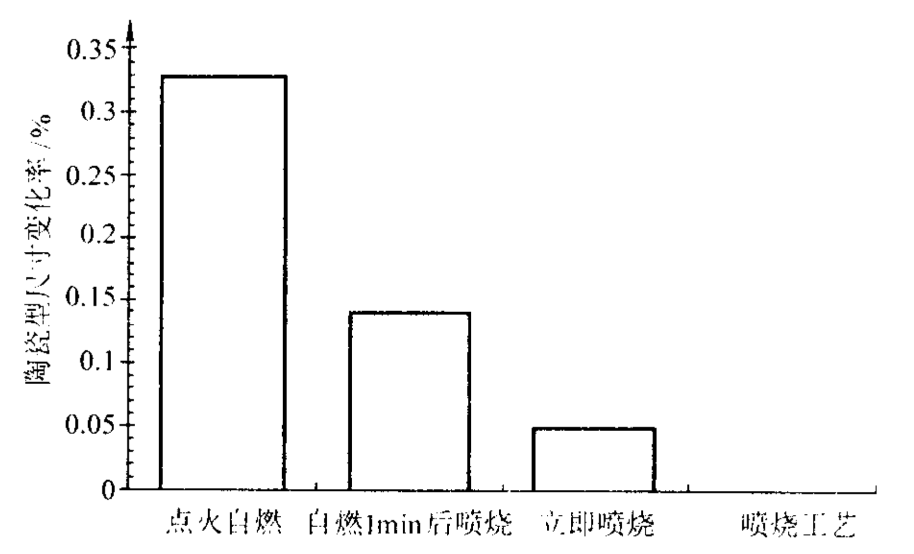


图 5.5-13 陶瓷型喷烧工艺与尺寸变化率的关系

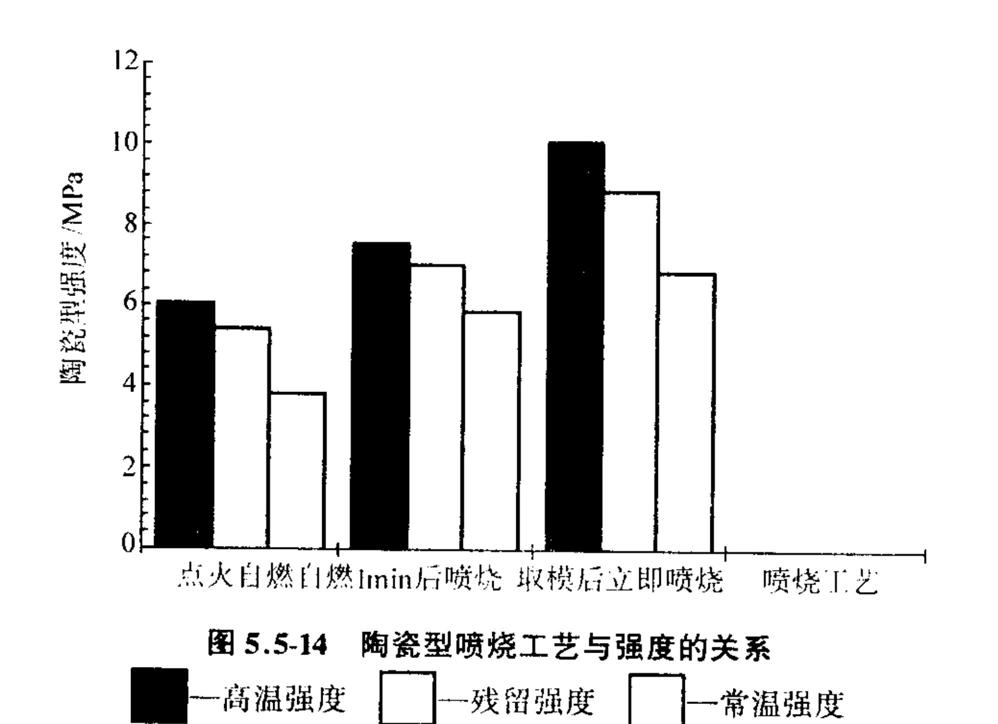


图 5.5-14 陶瓷型喷烧工艺与强度的关系

■—高温强度 □—残留强度 □—常温强度

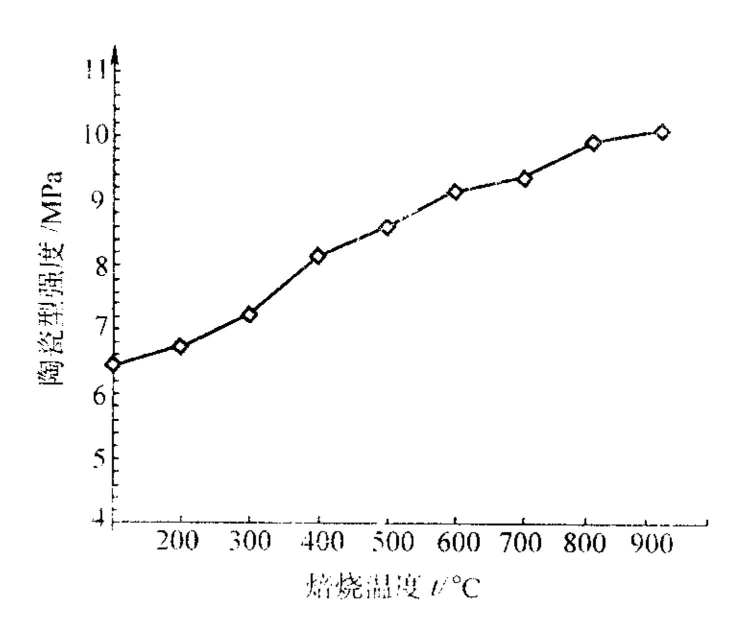


图 5.5-15 焙烧温度与陶瓷型强度的关系

4）合箱、浇注和清理见表 5.5-23。

表 5.5-23 合箱、浇注和清理

序号	名称	操作要点
1	合型	1）合箱操作与砂型铸造相似 2）为防止铸钢件表面脱碳，可在铸型表面熏一层乙炔炭黑或喷上一层密度为 1.2～1.4 g/cm³ 的酚醛树脂酒精溶液
2	浇注	1）对流动性较好的合金，可在100℃型温下浇注；对流动性较差的合金，需在200℃或更高型温下快速浇注 2）对较厚的铸钢件可采用氮气保护下浇注以防止表面脱碳
3	清理	1）一般铸件在200℃以下开型、取出铸件 2）导热性差的合金钢铸件，在清理时避免出型过早，以防止铸件产生裂纹或变形 3）其他清理操作同一般铸造工艺方法

4 陶瓷型铸件常见缺陷及防止方法（见表 5.5-24）

表 5.5-24 陶瓷型铸件常见缺陷及防止方法

缺陷名称	产生原因	防止方法
毛刺	陶瓷型强度低或浆料“脱液收缩”过大造成陶瓷层开裂，具体原因为： 1）硅酸乙酯水解液配方不正确 2）水解液存放时间太短或过长 3）浆料配比不正确，耐火材料细粉部分过细、过多，或硅酸乙酯水解液用量过多	提高陶瓷型强度，防止浆料“脱液收缩”过大，防止陶瓷型开裂。具体措施为： 1）严格控制水解配方及水解工艺 2）正确选择浆料原材料及配方
	起模不合适造成陶瓷层开裂；如： 1）起模时间不当，起模过早或过迟 2）起模前振动不适当	起模时间要适当，起模前切忌不适当振动
	喷烧工序不当造成陶瓷层开裂，如： 1）脱模后未及时喷烧 2）喷烧时燃烧不均匀，致使陶瓷型内应力过大	脱模后立即喷烧，并注意燃烧的均匀性
	浆料层厚薄不均匀或底套耐火材料尺寸稳定性差引起陶瓷层开裂	陶瓷层厚薄应均匀，所选用的底套耐火材料其尺寸稳定性要好
铁豆	陶瓷浆料中含气，灌浆时气体没逸出。具体原因如下： 1）硅酸乙酯水解液黏度过大 2）浆料配方不当，耐火粉料过多、过细 3）促凝剂与水解液反应生成气体 4）浆料加料次序不正确，结胶时间过短 5）灌浆时砂底套未设出气孔	减少陶瓷浆料中含气量，灌浆时尽量让气体逸出，如： 1）严格控制水解液的黏度 2）选择合理的浆料配方和耐火材料粒度 3）合理选择促凝剂，防止与水解液反应 4）采用正确的加料次序混制浆料 5）灌浆时或灌浆前对浆料进行抽真空或微振，以去除气体 6）砂底套要开设出气孔

续表 5.5-24

缺陷名称	产生原因	防止方法
尺寸超差	母模尺寸精度达不到要求或铸造收缩率选择不当	正确选择母模材质，母模尺寸精度和铸造收缩率
	陶瓷型有裂纹和变形，其尺寸不准确，具体原因如下： 1）水解液质量不好 2）浆料质量不好 3）起模时间不合适，起模操作不当 4）起模后没有立即喷烧 5）底套耐火材料尺寸稳定性差 6）陶瓷浆料层各处不均匀	防止陶瓷型裂纹和变形，保证陶瓷型尺寸精度如： 1）严格控制水解液成分、水解工艺和停放时间 2）严格控制浆料中各种原材料质量、配方和混制 3）起模时间合理、起模前切忌振动 4）起模后立即喷烧 5）底套用耐火材料尺寸稳定性要好 6）陶瓷层各处应尽量均匀
	浇注和开箱工艺不够合理影响铸件尺寸	浇注和开箱工艺应合理，如： 1）做精度要求高的钢件要在氮气保护下浇注，或采取其他措施 2）对导热性较差的合金钢铸件开箱应晚些，以防止开箱太早使铸件变形
铸件表面粗糙	母模表面粗糙	保证母模表面质量
	分型剂选择不当	正确选择分型剂
	陶瓷型表面粗糙，如： 1）水解液质量不佳，黏度过大 2）浆料质量不好，流动性差 3）起模不当造成陶瓷型表面质量不佳 4）起模后未即时喷烧	保证陶瓷型表面质量如： 1）严格控制水解配方、工艺操作及停放时间，防止水解液黏度过大 2）严格控制浆料用原材料质量、配方，混制 3）正确选择灌浆时间 4）正确掌握起模时间 5）起模前切忌振动 6）起模后要立即喷烧
	浇注工艺不合理	浇注时陶瓷型温度、金属液浇注温度和压头应稳定、合理。对一些合金应在保护气氛下浇注

编写：姜不居（清华大学）

第 6 章　消失模铸造

1　概述

1.1　消失模铸造的分类

消失模铸造曾经有很多的名称，1990 年美国铸造学会消失模铸造委员会正式采用消失模铸造（Expendable Pattern Casting 或缩写 EPC）作为这一工艺的通用标准名。随着工艺的发展，先后出现了多种消失模铸造工艺，但工业上应用最为成功的主要分为两类（见表 5.6-1）。考虑到干砂消失模铸造应用更为广泛，本章将以介绍干砂消失模铸造为主。

1.2　工艺特点

消失模铸造是用泡沫塑料模代替铸模进行造型，模样不取出，直接浇注金属液，金属液烧失模样而得到铸件的一种铸造方法。典型的干砂消失模铸造工艺流程见图 5.6-1 所示。

表 5.6-1　消失模铸造分类

种类	工艺特点	主要应用范围	典型铸件举例
自硬砂消失模铸造	模样由板材加工而成、自硬砂造型	单件小批生产中、大件	汽车覆盖件、冲压模具毛坯、机床床身
干砂消失模铸造	模样由预发珠粒在模具中发泡成形；干砂造型	成批大量生产中、小件	缸体、缸盖、进排气管、管件、齿轮箱体等

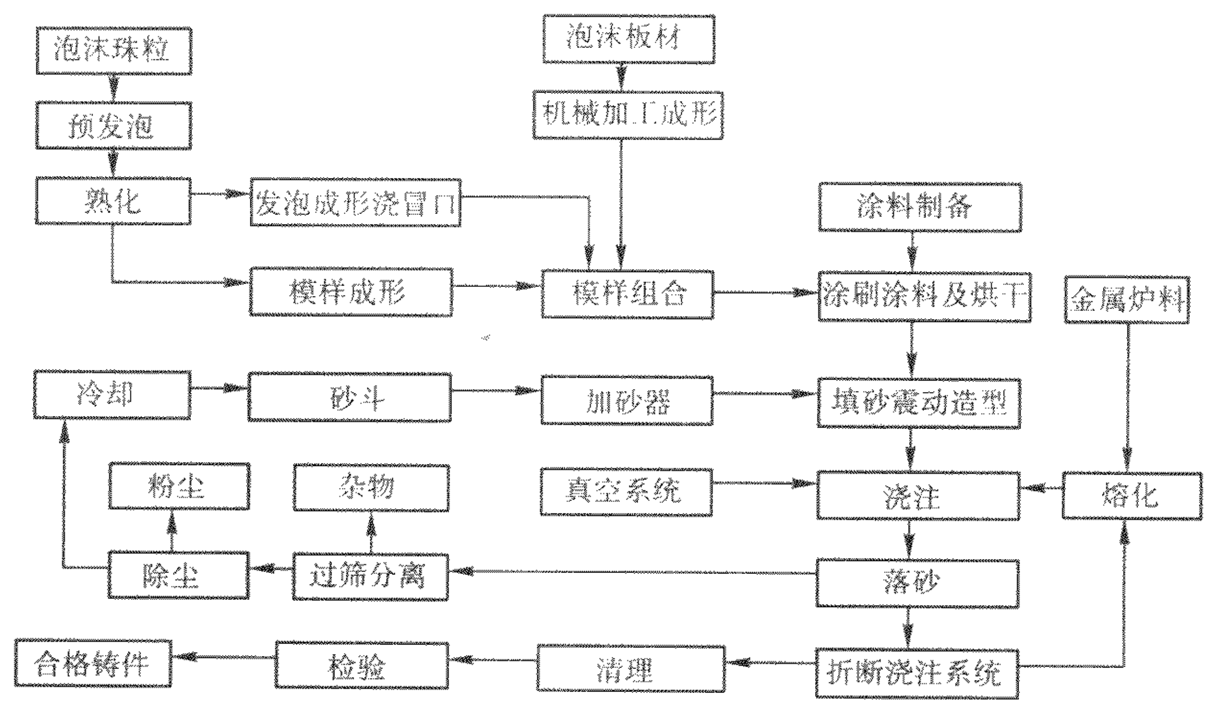


图 5.6-1　消失模铸造工艺流程

消失模铸造工艺过程具有以下优点。

1）铸件精度高。消失模铸造是一种近无余量、精确成形新工艺。由于无需取模、无分型面、无砂芯，并减少了由于型芯组合、合型而造成的尺寸误差，因而铸件没有飞边、毛刺和起模斜度、尺寸精度高。消失模铸件尺寸精度可达CT6～T9，表面粗糙度可达 $R_a = 6.3 \sim 50\ \mu m$，加工余量最多为 1.5～2 mm。

2）工序简单、生产效率高。由于采用干砂造型，无型芯，因此造型和落砂清理工艺都十分简单，同时在砂箱中可将泡沫模样串联起来进行浇注（如图 5.6-2 所示的进气管浇注工艺），生产率很高。

3）零件的设计自由度大。消失模模样地制造可以通过分片黏结工艺来制作（如图 5.6-3 的缸盖模样的分五片），而且无需考虑分型和取模等铸造工艺，因此铸件结构设计的自由度大。

4）清洁生产，被称为“21 世纪的绿色工程”。一方面消失模铸造型砂中无需添加化学黏结剂，低温下泡沫塑料对环境完全无害，浇注时它排放的有机物很少，而且排放时间短，地点集中，便于集中收集处理；另一方面采用干砂造型，大大减少铸件落砂、清理的工作量，大大减少车间的噪声和粉尘等，旧砂回收率可达 95% 以上，有利于工人的身体健康和实现清洁生产。

5）投资少、成本低。由于生产工序少，各道工序操作简便，使工艺装备的品种和数量大为减少。消失模铸造不用庞大的砂处理设备，用振动台代替了各种类型的造型设备，旧砂可以完全回收使用，相对传统的砂型铸造而言其投资少。另外由于没有化学黏结剂等添加剂的开销、模具磨损小寿命长、铸件加工余量小、重量轻、生产效率高等，其铸件综合生产成本低。

6）工人劳动强度低、技术熟练程度要求低。干砂造型，省去了起模、修型和开型等工序，落砂也方便，铸件质量通过泡沫模样、涂料和浇注等多道工序来保证，不仅大大减轻

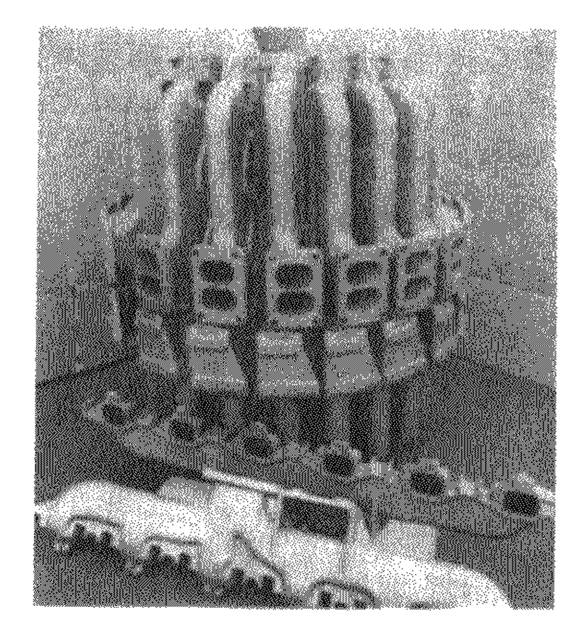


图 5.6-2　进气管浇注工艺

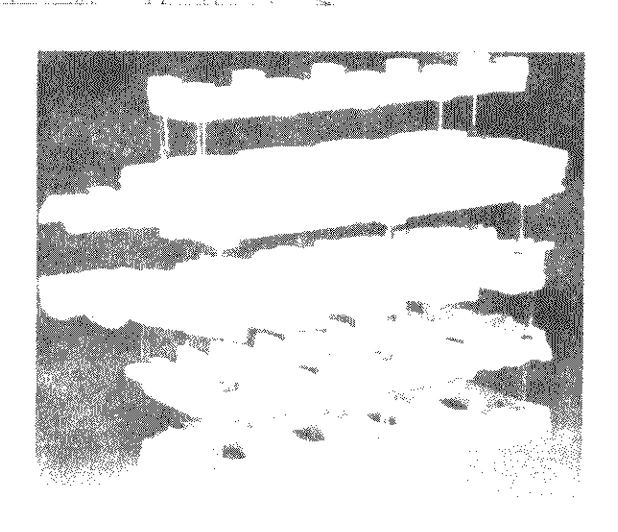


图5.6-3　复杂的缸盖零件的分片模样

了劳动强度和改善操作条件，而且对工人的技术要求也低。

消失模铸造工艺的优点是明显的，但也有其自身的缺点，主要表现在：

1）实体模样带来的铸件内部质量问题，如球墨铸铁件的炭黑、皱皮缺陷，铸钢件的增碳缺陷，铝合金的针孔等，需要从模样、涂料、工艺等方面采取综合措施加以避免；

2）尺寸大的模样较易变形，需采取适当的防变形措施；

3）制作泡沫塑料模样的模具费用较高，生产周期较长，因而要求产品有相当的批量才合算。

1.3　应用范围

选用消失模铸造工艺时考虑的主要因素如下。

1）铸件材质　从生产实践来看，目前用消失模铸造浇注过的铸件材质有普通铸钢、耐热合金、不锈钢、铁镍合金、普通铸铁、合金铸铁、球墨铸铁、铸铝合金和铸铜等。国外以非铁合金为主，国内以钢铁材料为主。考虑到泡沫模样可能带来的增碳等工艺问题，铸件材质一般优选灰铸铁、铸铝合金、普通碳素钢（碳的质量分数在0.25%以上）和球墨铸铁。对于低碳钢、不锈钢等优选采用泡沫模样先消失后浇注的工艺为好。

2）铸件的批量　消失模铸造每浇注一个铸件就要消耗一个泡沫塑料模样。最佳的生产批量必须考虑生产泡沫模样所需的模具成本。

3）铸件大小　消失模铸造可生产从几百克到几吨甚至十几吨的铸件，适用性很广。但干砂消失模铸造工艺中，砂箱大小直接决定消失模铸件的大小。此外，为了保证铸件的表面粗糙度，铸件壁厚一般要求在4 mm以上。

4）铸件结构　消失模铸造从工艺特点出发，特别适合于具有复杂结构（尤其是具有复杂内腔）、模样分型困难、造型困难的铸件。越是铸件的结构复杂、需要的砂芯越多，就越能体现消失模铸造的优越性和经济效益。目前国外应用消失模铸造工艺最成功的范例为汽车发动机的缸体、缸盖、进气歧管等铝合金铸件（见图5.6-4）；而国内的消失模铸造厂家生产最成功的是管件、耐磨件、耐热件、齿轮箱体等钢铁金属铸件（如图5.6-5，图5.5-6，图5.6-7）。

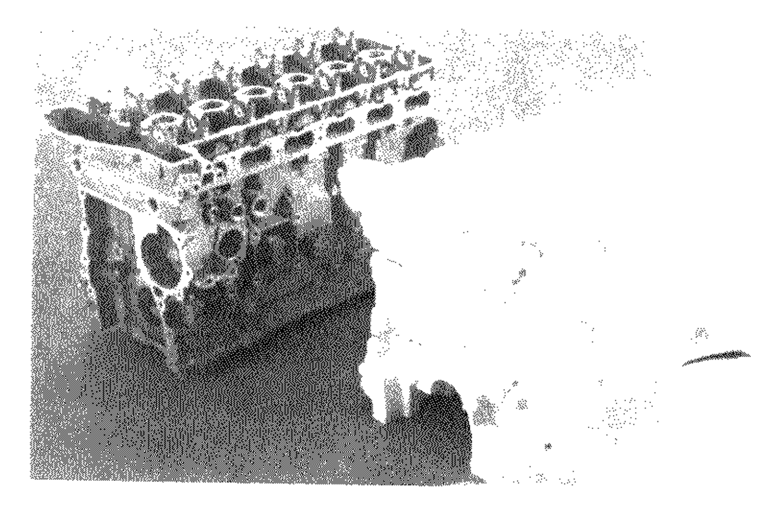


图5.6-4　铝合金缸体及模样

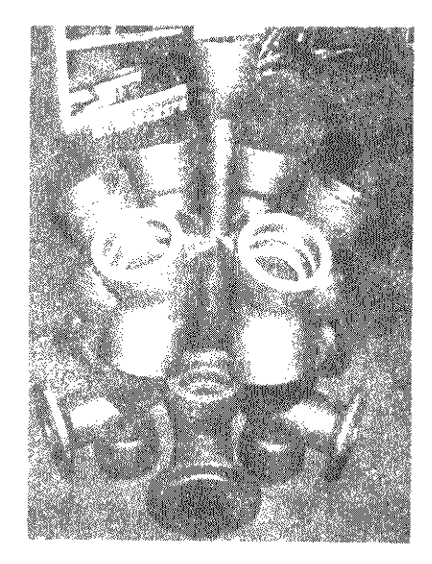


图5.6-5　铸铁管件

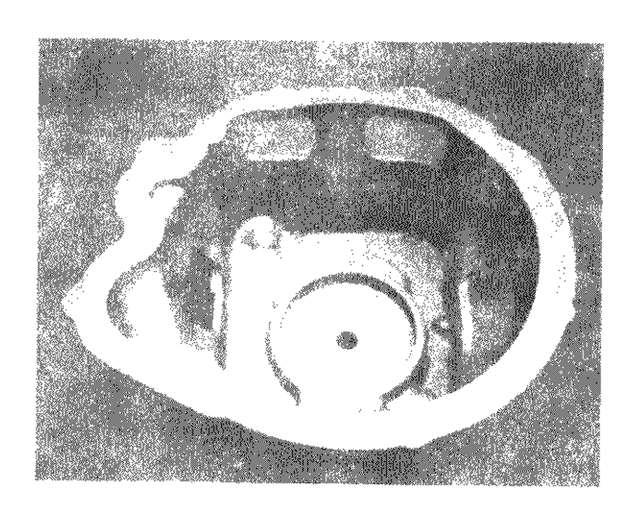


图5.6-6　灰铸铁变距器壳体

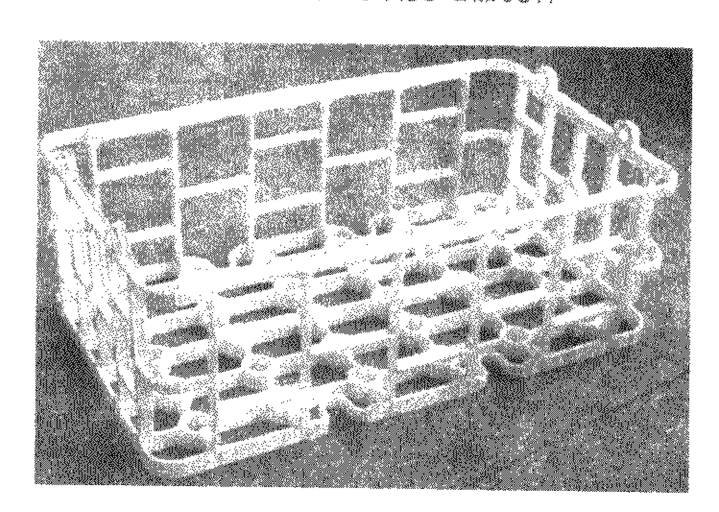


图5.6-7　热处理筐件

2　模样材料及其制造

2.1　概述

模样是消失模铸造成败的关键，不仅决定着铸件的外部质量，还直接与金属液接触并参与传热、传质、动量传递和复杂的化学、物理反应，对铸件的内在质量也有着重要影响。不同于传统的包装材料，消失模铸造模样必须满足如下要求：

1）模样表面必须光滑，不得有明显凸起和凹陷，珠粒间融合良好，其形状和尺寸准确地符合模样图的要求，使浇注的铸件外部质量合格。

2）模样密度适中（通常的密度范围是16～25 kg/m³），以使热解产物（气、液或固相）尽量少，保证金属液顺利成形，并不产生铸造缺陷。

3）模样具有一定的强度和刚度，以保证在取模烘干、组模、运输和涂料、填砂、装箱等操作过程中不易损伤，确保模样尺寸和形状的稳定。

消失模铸造模样的制造工艺可分为模具发泡成形和机械加工成形两种。一般而言，对单件和小批生产用的大、中型模样，采用机械加工成形方法。而对于形状复杂、铸件尺寸精度和表面质量要求较高的大量和成批生产用的中小型模样铸件模样采用模具发泡成形工艺。其工艺流程如图5.6-8所示。

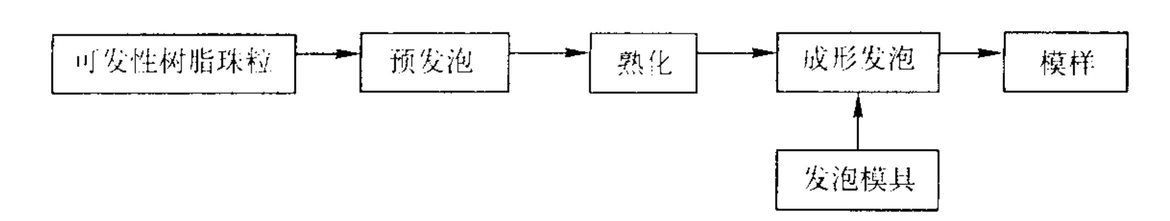


图 5.6-8 发泡成型工艺流程

2.2 模样材料

2.2.1 可发性聚苯乙烯（EPS）

EPS 具有密度低、气化迅速、易加工成形等优点，是最早用于消失模铸造的模样材料。目前我国消失模铸造使用的 EPS 珠粒都是来自包装行业，因其价格低廉来源广泛，应用于铝合金、铜合金、灰铸铁及一般铸钢件的生产。

国产 EPS 珠粒规格见表 5.6-2，可根据铸件壁厚和铸件粗糙度要求进行选用。

表 5.6-2 国产 EPS 珠粒规格

型号	筛号	粒径/mm	性 能
301A	13 ~ 14	1.25 ~ 1.60	密度 1.03 g/cm³ 假密度 0.6 g/cm³ 发泡剂质量分数 6% ~ 8% 残留单体质量分数 < 0.1%， 含水量质量分数 < 0.5% 最大发泡倍率 40 ~ 60
301	15 ~ 16	0.90 ~ 1.43	
302A	17 ~ 18	0.8 ~ 1.0	
302	19 ~ 20	0.71 ~ 0.88	
401	21 ~ 22	0.3 ~ 0.8	
402	23 ~ 24	0.25 ~ 0.6	
501	25 ~ 26	0.2 ~ 0.4	

2.2.2 聚甲基丙烯酸甲酯（EPMMA）和共聚料（STMMA）

聚甲基丙烯酸甲酯（EPMMA）是针对采用 EPS 生产低碳钢或球墨铸铁铸件容易产生增碳和炭黑缺陷而研发出来的消失模铸造专用模样材料。但 EPMMA 的发气量和发气速度都比较大，浇注时往往容易产生反喷，因此又开发出了 EPS 与 EPMMA 以一定比例配合的共聚料 STMMA，在解决碳缺陷和发气量大引起反喷缺陷两方面都取得了较好的效果，成为目前铸钢和球墨铸铁件生产中广泛采用的新材料。两种国产珠粒的性能指标和应用范围可见表 5.6-3。

表 5.6-3 两种国产珠粒的性能指标及应用范围

指标	STMMA	EPMMA
外观	半透明乳白色珠粒	乳白色珠粒
珠粒（粒径/mm）	1# （0.60 ~ 0.80） 2# （0.40 ~ 0.60） 3# （0.30 ~ 0.40） 4# （0.25 ~ 0.30） 5# （0.20 ~ 0.25）	
表观密度/g·cm⁻³	0.55 ~ 0.67	
发泡倍数（≥）	45	40
应用范围	灰铁、球墨铸铁、低碳钢及低碳合金钢	球墨铸铁、低碳钢、低碳合金钢及不锈钢铸件

注：1. 每一粒径范围的过筛率≥90%。
2. 发泡倍数系指在热空气中用 3# 料，测试条件分别为：STMMA/120℃；EPMMA/130℃；各 10 min。

2.2.3 泡沫材料的性能对比及选用原则

表 5.6-4 列出了三种材料的分子结构，碳含量及主要物理性能指标，各自的使用性能见表 5.6-5。

表 5.6-4 EPS、STMMA 及 EPMMA 的性能

名 称	EPS	STMMA	EPMMA
分子结构	$-\!\!\left(CH_2-\underset{C_6H_5}{CH}\right)\!\!-_n$	$-\!\!\left(CH_2-\underset{C_6H_5}{CH}\right)\!\!-_n\!\!-\!\!\left(CH_2-\overset{CH_3}{\underset{COOCH_3}{C}}\right)\!\!-_m$	$-\!\!\left(CH_2-\overset{CH_3}{\underset{COOCH_3}{C}}\right)\!\!-_m$
含碳量（质量分数）/%	92	69.6	60
比热容 c_p/J·(g·K)⁻¹	1.6	—	1.7
分解热 H_R/J·g⁻¹	-912	—	-842
玻璃态转变温度/℃	80 ~ 10	—	105 ~ 110
珠粒萎缩温度/℃	110 ~ 120	100 ~ 105	140 ~ 150
初始气化温度/℃	275 ~ 300	~ 140	250 ~ 260
大量气化温度/℃	400 ~ 420	—	370
终了气化温度/℃	460 ~ 500	—	420 ~ 430
热解热/J·g⁻¹	648	—	578

2.3 预发泡

预发泡工艺是泡沫模样成形的一个至关重要的环节。一般而言，泡沫模样的密度调整主要是通过调整预发泡的倍数来实现。为了获得低密度、表面光洁、质量优良的泡沫模样，可发性珠粒在成形发泡之前必须经过预发泡和熟化处理。

消失模铸造通常采用间隙式预发机，预发方式主要有真空预发和蒸汽预发两种，其原理及性能见表 5.6-6。

蒸汽预发在我国应用更为广泛，不同模样材料的预发温度参数见表 5.6-7。

表 5.6-5 EPS、STMMA 及 EPMMA 的使用性能

使用性能	EPS	STMMA	EPMMA
裂解性能	苯环结构、裂解相对较难	介于 EPS 与 EPMMA 之间	链状结构、容易裂解
残碳量	多	居中	少
预发温度	低	居中	高
气化温度	高	居中	低
发气量及发气速度	量少、速度慢	居中	量大、速度快、易反喷
阻隔性能	差，发泡剂质量分数仅在 5.5%以上	好，发泡剂质量分数可达 10%，可生产薄壁铸件	好，发泡剂质量分数可达 10%，可生产薄壁铸件

预发珠粒必须经过熟化处理，才能进行成形发泡。最合适的熟化温度是 20～25℃。表 5.6-8 列出了含水质量分数在 2%以下不同密度的预发泡珠粒需要的最小和最佳熟化时间，可供工厂制定工艺规程时参考。

2.4 成形发泡

成形发泡是指将熟化后的珠粒充填到模具的型腔内，再次加热使珠粒二次发泡，发泡珠粒相互黏结成一个整体，经冷却定型后脱模，形成与模具形状和尺寸一致的整体模样。

2.4.1 成形发泡工艺

成形发泡工艺主要包括成形机发泡成形和蒸缸发泡成形两种，如表 5.6-9。

成形机有立式和卧式之分。立式成形机的开模方式为水平分型，模具分为上模和下模。其特点为：①模具拆卸和安装方便。②模具内便于安放嵌件（或活块）。③易于手工取模。④占地面积小（结构见表 5.6-9）。

卧室成形机的开模方式为垂直分形，模具分为左模和右模，结构见图 5.6-9。其特点为：①模具前后上下空间开阔，可灵活设置气动抽芯机构，便于制作有多抽芯的复杂泡沫模样。②模具中的水和气排放顺畅，有利于泡沫模样的脱水和干燥。③生产效率高，易实现电脑全自动控制。④结构较复杂、价格较贵。

表 5.6-6 两种预发工艺的原理及性能比较

种类	示意图	工艺流程及要点	预发珠粒质量
真空预发	1—加料斗，2—卸料口；3—搅拌叶片；4—双层壁加热膨胀室	夹层中间通蒸汽或油加热，筒体内加预发珠粒，加热搅拌后抽真空，然后喷水雾化冷却定型 预热温度和预发时间、真空度的大小和抽真空的时间是影响预发珠粒质量优劣的关键控制因素	预发珠粒含水量低、相对干燥；有利于获得超低密度泡沫模样，譬如 EPS 模样密度达到 16 kg/m³，EPMMA 密度达到 20 kg/m³
蒸汽预发	称量传感器；原珠粒；光电管；液压缸；蒸汽	珠粒从上部定量加入搅拌筒体，高压蒸汽从底部进入加热预发，筒体内的搅拌器不停转动，当预发珠粒的高度达到光电管的控制高度时，自动发出信号，停止进气并卸料 通过定量和预发泡后的容积定量（也即珠粒的预发密度定量）来控制预发倍率	预发珠粒含水的质量分数高达 10%左右，因此卸料后必须配备干燥床进行干燥

表 5.6-7 蒸汽预发温度参数

珠粒材料	预发温度/℃
EPS	100～105
STMMA	105～115
EPMMA	120～130

表 5.6-8 EPS 预发泡珠粒熟化时间参考值

堆积密度/kg·m⁻³	15	20	25	30	40
最佳熟化时间/h	48～72	24～48	10～30	5～25	3～20
最小熟化时间/h	10	5	2	0.5	0.4

2.4.2 成形发泡工艺过程控制

成形发泡的工艺流程如图 5.6-10。合理的成形发泡工艺是获得高质量泡沫模样的必要条件。

1）合模预热　模具合模以后，要将它预热到 100℃，保证在正式制模之前模具是热态和干燥的，预热不足，将造成发泡不充分的珠粒状不良表面，模具中残存的水分会导致模样中的空隙和孔洞。

2）填料　泡沫珠粒的充填设计是获得优质泡沫模样的关键之一。对于泡沫模样，尤其是复杂薄壁泡沫模样，泡沫珠粒在模具中填充不均匀或不紧实会使模样出现残缺不全或融合不充分等缺陷，影响产品的表面质量。往模腔充填泡沫珠粒的方法有手工填料、料枪射料和负压吸料等，其中料枪射料用得最普遍。

表 5.6-9　发泡成型工艺

种类	示意图	工艺流程	特点
成形机发泡成形	1—固定工作台；2—固定模；3—移动模；4—移动工作台；5—导杆；6—液压缸	发泡模具安装在带有开合机构的压机上，预发熟化后的珠粒通过射料枪进入型腔，过热蒸汽通过模具排气塞进入型腔使珠粒二次发泡，再通入冷却水使模样冷却定型，脱模后可获得所需的泡沫模样	有生产效率高、模样质量稳定等优点，一般用于大批量、大中型泡沫模样的生产，是最主要的成形方法
蒸缸发泡成形	1—进水阀；2—进汽阀；3—排空阀；4—缸体；5—缸盖；6—模具	将填有预发珠粒的模具装入蒸缸内，过热蒸汽经模具的排气塞进入型腔内使珠粒二次发泡，之后通过冷却定形后脱模，手工拆卸获得所需的泡沫模样	有机构简单、投资少等优点，尤其适合某些带有复杂抽芯机构的模样制造（可避免后续泡沫分片，实现整体成形）。缺点是劳动强度大、制模周期长、效率低等。目前蒸缸成形主要用于一些中小批量的小型模样的生产

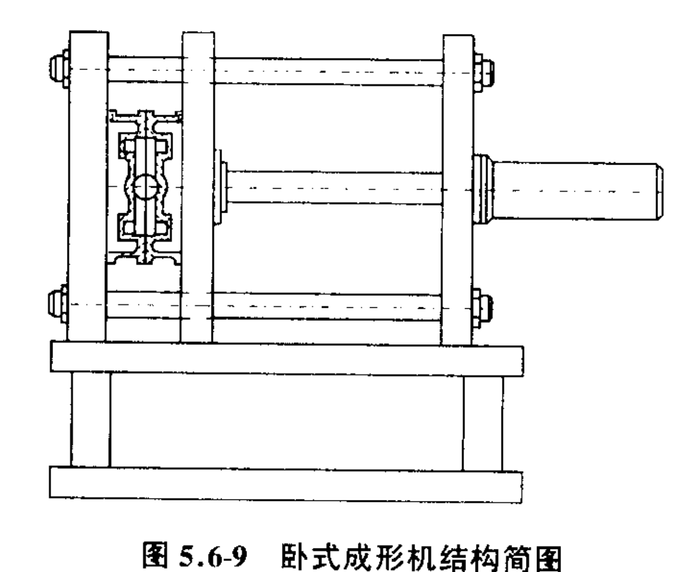


图 5.6-9　卧式成形机结构简图

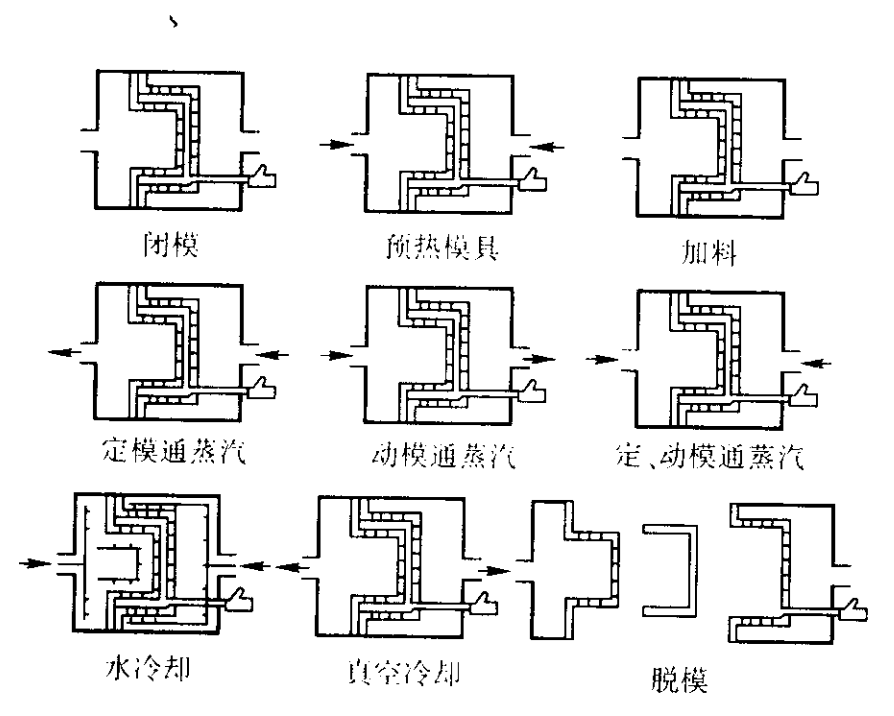


图 5.6-10　成形发泡工艺流程

① 注射料枪的选择　注射料枪分为手动料枪与气动料枪，手动料枪靠人工操作，其注料原理是利用压缩空气在吹嘴的喷射作用下产生负压，将珠粒通过料管吸到料枪中，再通过注料嘴吹入模腔。注料完毕，需用堵料杆将注料孔堵上，再进行发泡。手动料枪、注料嘴以及堵料杆如图 5.6-11 所示。

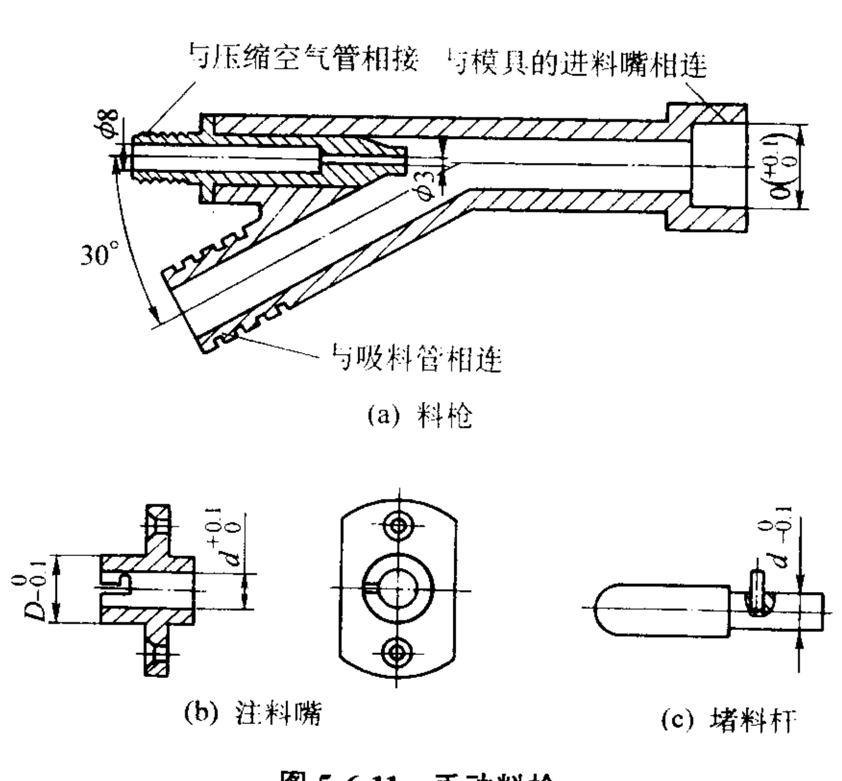


图 5.6-11　手动料枪

气动料枪配备在半自动和自动成形机上，料枪头部与模具接通，其工作过程分为吸料、充填、封闭料口及反吹回料等阶段，如图 5.6-12 所示。压缩空气从吹料套筒前端的数个小孔中喷出，在活塞杆的前端产生负压，于是泡沫原料被吸入到料枪内再被吹入模腔。当模腔充满泡沫珠粒后，压缩空气推动活塞向前，由活塞杆将模具的进料口封闭，气流受阻而向后反吹，将料枪中的泡沫原料吹回到料仓。反吹回料完毕后，关闭压缩空气，完成自动射料过程。

应根据泡沫模样的大小、壁厚和注料位置等因素来选用气

动料枪或手动料枪的个数和大小，料枪的规格参见表5.6-10

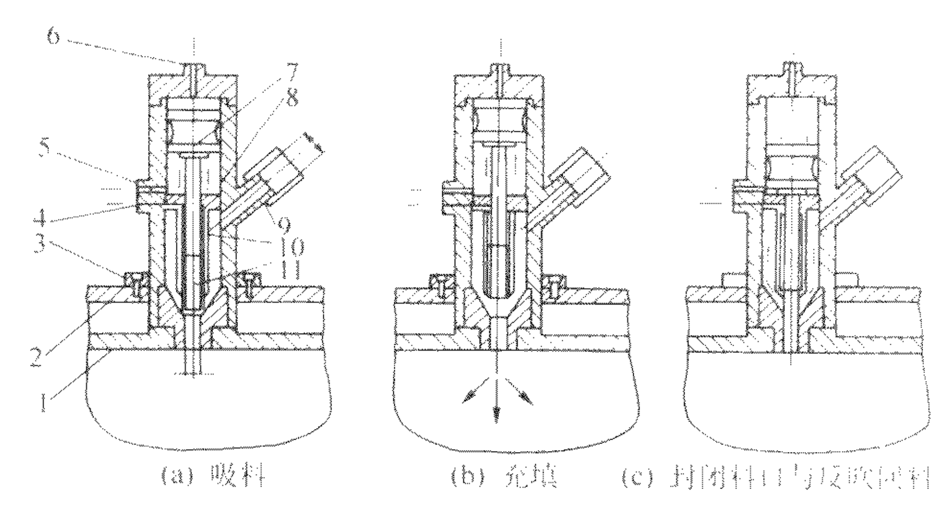


图5.6-12　气动料枪的工作过程

1—模具；2—底板；3—紧固卡环；4—进料气管接头；5—活塞进排气接头；6—活塞进排气接头；7—活塞；8—枪身；9—吸料管接头；10—吹料套筒；11—活塞杆

② 注射料口位置选择　在模具上开设注射料口，应遵循的原则为：进料顺、排气畅、受阻小、使泡沫模样充填紧实，密度均匀。对于大件或复杂件，若一个注料口不够，可设计多个注料口。几种典型泡沫模样的注料口位置见表5.6-11

表5.6-10　气动料枪和手动料枪的规格

项目	气动料枪		
规格	注料活塞杆内径 D_1/mm		吸料管径 d_1/in
小号	10		3/4
中号	14		1
大号	20		1.5
	手动料枪、注料嘴、堵料杆		
规格	注料枪管内径 D/mm	注料嘴外径 D_2/mm	堵料杆直径 d/mm
小号	10	10	6
中号	20	20	15
大号	25	25	20

表5.6-11　典型泡沫模样的注料口位置开设

注料口位置	图　例	说　明
中心进料	注料口	进料通畅，各处密度均匀，适合成串泡沫模样的进料
切线进料		进料口应让泡沫料在模具中旋转充填，避免与型壁或芯壁垂直，适合环状盘类模样
从内浇道进料		将内浇道与泡沫模样做成整体，泡沫珠料通过内浇道进入模腔，此方式适合薄壁小模样
主、辅进料口	辅助料口 主注料口	对于箱体模样，若采用手工料枪进料，可设计主、辅进料口，主料口先进料，辅助料口后补料

续表 5.6-11

注料口位置	图　例	说　明
数个手工料枪同时进料	三点注料	适合较小尺寸的复杂薄壁泡沫模样（如电机壳体泡沫模样）的手工开合模具
多个气动料枪同时进料		适合较大尺寸的复杂薄壁泡沫模样的机械开合模具

3）通蒸汽　预发珠粒填满模具型腔后，通入 0.1～0.15 MPa的蒸汽到在左蒸汽室（参见图 5.6-10），通过气塞进入珠粒间空隙，然后经过右模具型腔气塞，由右气室排出，为了保证成形质量，再从右气室进气、左气室排气，逆向流动一次，然后左右气室同时进气，不产生型腔内蒸汽流动，称为热压一次，这样就可以获得发泡均匀、表面光洁重量轻的发泡模样。

关键是控制好成形发泡的时间和蒸汽压力。时间过短，发泡不充分会出现未融合的珠粒状断面，使强度降低，容易断裂；时间过长，又会出现过融合的毛病，使模样质量变差。

蒸汽能否均匀地遍及模具的各个部位，根据模样的不同壁厚给予所需的蒸汽量，也是十分重要的，这与通气塞的布置和数量有很大关系，设计不合理的模具，会造成局部地方的过融合，或发泡不足，要通过修改模具结构来解决。

4）冷却　模样在出模前必须进行冷却，以抑制出模后继续长大，即抑制第三次膨胀。冷却时使模样降温至发泡材料的软化点以下，模样进入玻璃态，硬化定形，这样才能获得与模具形状、尺寸一致的模样。

冷却的方法一般采用喷水冷却，将模具冷却到 40～50℃，有的机动模喷水雾后接着抽真空，使水雾蒸发、蒸汽凝结，造成理想的冷却，同时真空使保留的水分、戊烷减少，使模样具有较好的尺寸稳定性。

5）脱模　一般根据成形机开模方向，并结合模样的结构特点，选定起模方式。对于简易立式成型机，常采用水与压缩空气叠加压力推模法；对于自动成形机，有机械顶杆取模法和真空吸盘取模法。

模样从模具中取出时，一般存在 0.2%～0.4% 的收缩，并且含 6%～8% 质量分数的水分和少量发泡剂。水分和发泡剂的存在容易导致反喷和气孔等缺陷。因此生产实际中，常将模样置入 50～70℃的烘干室中强制干燥 5～6 h，达到稳定尺寸、去除水分等目的。

2.5　模样分片与黏结

较复杂的泡沫模样若不能在一副模具内成形，需先将其进行分片处理，各片单独用模具成形；然后用黏结方法，将分片泡沫模样组合成泡沫模样。这样的工艺路线，可充分体现消失模铸造工艺的灵活性。但一般而言，实际生产中应尽可能实现整体成形，有利于保证铸件的尺寸精度和避免因黏结引起某些铸造缺陷。

黏结剂种类及其特点可参见表 5.6-12。

表 5.6-12　黏结剂种类

项目	热熔胶	冷粘胶
黏结原理	加热融化，冷却固化完成黏结	溶剂挥发或化学反应来实现泡沫模样的黏结
特点	固化速度快、黏结强度高	固化速度慢、强度稍差
黏结方式	机械胶合为主，尤其是复杂模片还需设计随形涂胶板和上下胎模实现快速精确合模黏结 手工胶合主要用于浇道或简单模样	手工胶合为主 少量用自动冷黏合机完成黏结过程
示例	聚醋酸乙烯－乙烯（EVA）类热熔胶（软化点控制在 90～100℃，使用温度为 110～120℃）	有单组分的，如聚醋酸乙烯乳液、聚乙烯醇缩丁醛等；也有双组分的，如市场所看到的 AB 胶
应用范围	现代化大批量的生产	单件、小批量生产

3　涂料

3.1　涂料的作用与要求

消失模涂料在造型、金属液充填凝固过程中，始终与高温金属液、干砂、模样接触、相互作用，其好坏直接影响消失模铸造的质量，涂料技术是消失模铸造关键技术之一。

消失模铸造涂料的作用及要求主要有以下几点。

1）有较好的强度、刚度和耐磨性。提高泡沫模样的强度和刚度，以防止模样在运输、填砂、振动及负压定型时产生变形和破坏，保证铸件尺寸精度；并防止液体金属侵入干砂铸型，特别是在负压浇注时，防止冲砂、粘砂和毛刺、促使获得表面光洁的铸件。

2）有较好的透气性。使金属液流动前沿气隙中模样热解的气体和液体产物顺利地通过并排逸到铸型中去，防止铸件产生气孔、夹渣和炭黑等缺陷的产生。

3）对于铝合金铸件，尤其是薄壁铝合金铸件，涂料还应有良好的保温绝热作用，以防止由于模样热解吸热使金属液流动前沿温度下降过快，引起冷隔和浇不到缺陷。

4）良好的工艺性能，如良好的粘附性、较快的低温干燥速度以及良好的涂挂性等。

3.2 涂料性能及检测

涂料的性能可分为两类：工作性能和工艺性能。消失模铸造涂料的工作性能主要包括涂料的强度、透气性、耐火度、绝热性等，工艺性能包括涂料的涂挂性、滴淌性等。实际生产中主要检测其强度和透气性。检测方法见表 5.6-13。

表 5.6-13 涂料性能的检测方法

性能	检测方法	示意图	说明
强度	抗压强度测试	1、8—压力表；2—微型压缩空气机；3—橡胶管；4—单向阀；5—试样座；6—涂料试样；7—腔体	先在涂料试样模（见图 5.6-13）底座的凸台上涂些脱模剂，将涂料涂覆在中间圆孔上，然后低温烘干。烘干后再涂第二层，直到涂层高于试样座的上平面，用细砂纸磨掉涂料高出部分，即可得到一定厚度的涂料试样。在脱去底座后，将试样与试样座及腔体盖安装到腔体的底部，适当拧紧，向腔体内通气加压，直至试样破坏，读出压力表上的气压值，即表征涂料的抗压强度
透气性	精确测试法	1—管式炉；2—瓷管；3—橡胶软管塞；4—记录仪；5—微压传感器；6—STZ 直读式型砂透气性仪；7—微压表	将加工好的泡沫垫块端面涂上变压器油，塞入内径 ϕ16 mm 的耐热瓷管中，嵌入深度由与涂层厚度同样厚的一块铁片来控制，然后，取出铁片后，并在泡沫端面涂上涂料、括平、烘干，通过埋在泡沫垫块中的细铜丝将垫块从瓷管的另一端轻轻拔出，涂料层仍留在瓷管上，然后将制备好的试样插入高温管电炉中，瓷管的开口端与型砂透气性仪相连，则可测试出型砂的高温或常温（当高温管式电炉不加热，保持室温时）透气率 K。透气率 K 的计算参见公式（5.6-1）
	一般测试法	试样筒；涂层筛网；密封橡胶圈；底座	采用圆形筛网（ϕ50 mm），浸入搅拌好的涂料中，挂一定厚度的涂料后烘干。装入特制制样筒，然后在型砂透气性测定仪上测试透气性

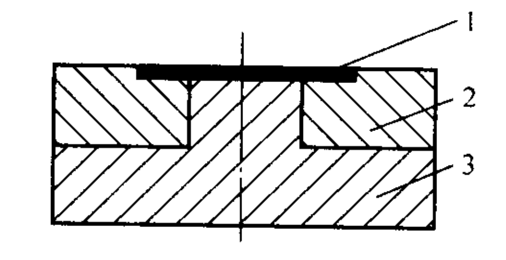


图 5.6-13 涂料强度试样制备示意图
1—涂料试样；2—试样座；3—底座

透气率 K 值按下式计算：

$$K=\frac{V\delta}{Apt} \qquad (5.6\text{-}1)$$

式中，K 为透气率（量纲为 1）；V 为通过试样的空气体积，mm^3；δ 为涂层厚度，mm；A 为试样截面积，mm^2；p 为气体压力，Pa；t 为气体通过型砂的时间，s。

3.3 涂料的组成、制备与使用

3.3.1 涂料的组成

涂料的主要组成见表 5.6-14。

表 5.6-14 涂料的主要组成

成分	作用	示例
耐火材料	形成涂料的主体	常见的耐火材料物理化学性质见表 5.6-15
载体	使耐火填料分散在其中，便于涂敷	水
黏结剂	将骨料颗粒相互黏结起来，干燥后使涂层形成一定的强度	活化膨润土、羟甲基纤维素（CMC）水溶液、聚醋酸乙烯乳液（白胶）、硅溶胶、酚醛树脂等。一般是混合应用，以获得最佳使用效果
悬浮剂	保证涂料良好的悬浮性能和适当的流变性能	膨润土、凹凸棒土、羧甲基纤维素钠（CMC）、聚丙烯酰胺（PAM）等
添加剂	为改善涂料的某种性能添加的少量物质	烷基磺酸钠、正丁醇等

表 5.6-15　几种耐火材料的物理化学性质

填料名称	化学性能	熔化温度/℃	密度 /g·cm^{-3}	线胀系数 /10^{-6}K^{-1}	热导率 /W·(m·K)$^{-1}$
刚玉粉	中性	2 000 ~ 2 050	3.8 ~ 4.0	8.6	5.2 ~ 12.5
锆英粉	弱酸性	> 1 948	3.9 ~ 4.9	4.6	2.1
石英粉	酸　性	1 713	2.65	12.5	1.8
铝钒土熟料	中　性	1 800	3.1 ~ 3.5	5 ~ 8	—
高岭土熟料	中　性	1 700 ~ 1 790	2.62 ~ 2.65	5.0	0.6 ~ 0.8
硅藻土粉	中　性	—	1.9 ~ 2.3	—	0.14
滑石粉	碱　性	800 ~ 1 350	2.7	7 ~ 10	—
氧化镁粉	碱　性	> 1 840	3.6	14.0	2.9 ~ 5.6
云　母	弱碱性	750 ~ 1 100	—	—	—
珠光粉	中　性	1 700	3.3	—	—

涂料的配方对其性能影响极大，生产厂家可购买已配制好的商用涂料如 Ashland 的 TH 系列涂料或者自行配制。表 5.6-16 介绍了几种涂料配方。

表 5.6-16　几种水基消失模涂料配方（质量分数）%

序号	涂料组成	适用材质
1	锆英粉 100，膨润土 2，白胶 4 ~ 5，木素磺酸钙 0.5，其他适量	铸钢
2	锆英粉 100，膨润土 1.5，纸浆残液 6，其他适量	铸钢
3	刚玉粉 100，白乳胶 3，硅溶胶 6，CMC0.3，SN8，其他适量	铸铁
4	铝矾土 80，黑铅粉 20，膨润土 7，其他适量	铸铁
5	硅藻土 40，珠光粉 60，硅溶胶 9，白乳胶 2，PAM10，凹凸棒黏土 2，其他适量	铸铝

3.3.2　涂料的制备及使用

（1）涂料的制备

涂料的制备工艺对涂料的性能也有一定的影响，常见的制备工艺主要有球磨、碾压和搅拌。一般而言，搅拌器的转速高、搅拌时间长，涂料混合越均匀，不易沉淀，涂挂效果好。球磨机和碾压机配制涂料，因耐火涂料颗粒能被破碎可选用较粗颗粒；而搅拌机配制涂料则没有破碎作用，因而选择较细粒度的耐火材料。球磨机和碾压机配制水基涂料时耐火材料因破碎形成新生表面而有较大的活性，使载体在耐火材料颗粒表面均匀分布，故有较好的稳定性、触变性及强度高等性能。

（2）涂料的涂挂及烘干

1）涂料的涂挂　消失模铸造涂料大都采用浸涂法或浸、淋结合的方法，刷涂用于涂料的修复性补刷操作和体积较大而无法浸涂的单件生产。

浸涂法具有生产效率高，节省涂料、涂层均匀等优点，但由于泡沫模样密度小（与涂料密度相差几十倍）且本身强度又不高，浸涂时浮力大，容易导致模样变形或折断，因而应采取适当的浸涂工艺。

2）涂料的烘干　涂料烘干受泡沫塑料软化温度的限制，所以一般在 55℃以下的气氛中烘干 2 ~ 10 h。烘干时注意空气的流动，以降低湿度，提高烘干效率。

烘干设备有鼓风干燥箱、干燥室及连续式烘干窑等，热源有电热、暖气或热气等。烘干过程中还必须注意模样的合理放置或支撑，防止模样变形。

4　造型、填砂和紧实

4.1　砂箱与型砂

4.1.1　砂箱

与传统砂箱不同，消失模铸造一般采用负压砂箱。砂箱主体通过 5 ~ 8 mm 厚的钢板焊接而成，用槽钢或角钢加固，真空气室也可通过金属软管组成或用钢板焊接结合过滤网组成。常见的真空砂箱形式见表 5.6-17。

表 5.6-17　真空砂箱的三种形式

种类	示意图	特点
底抽式		结构简单，制造容易，维修方便。但铸型真空度分布沿高度方向有一梯度，底部真空度高，上部真空度低
侧抽式		抽气室设置在砂箱的侧壁，其内部铸型真空度沿铸型横向有一定的真空梯度
混合式		兼有以上两种方式的抽气方式。此种砂箱内部真空度分布均匀，效果好

图 5.6-14 为一典型的底抽式生产线用负压砂箱。由图可知，砂箱由箱体、抽气室（管）、起吊或运送机构与振动台定位机构等组成。

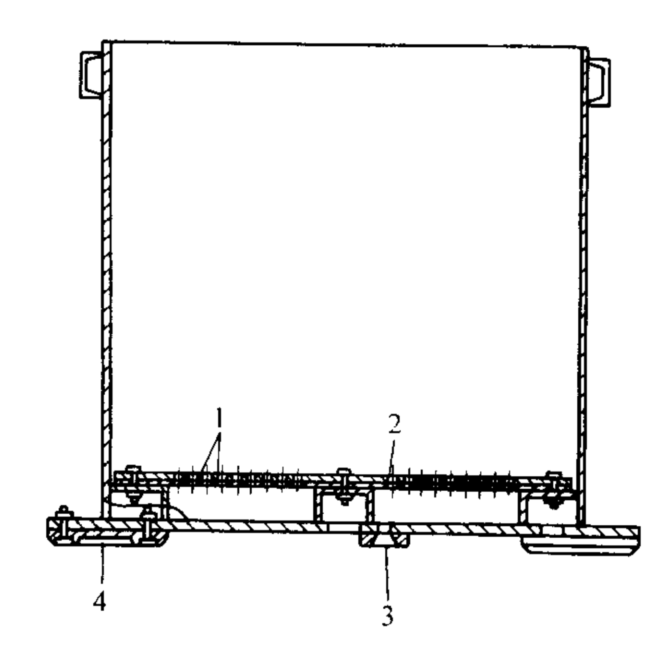


图 5.6-14　典型的消失模生产线用砂箱结构

1—隔砂板；2—三层不锈钢筛网；3—接真空；4—振动台支撑定位

图5.6-15为消失模铸造用于生产超大型零件生产用的可翻转组合砂箱。其优点是防止大型铸件变形，有利于泡沫模样上下两侧充分填砂。

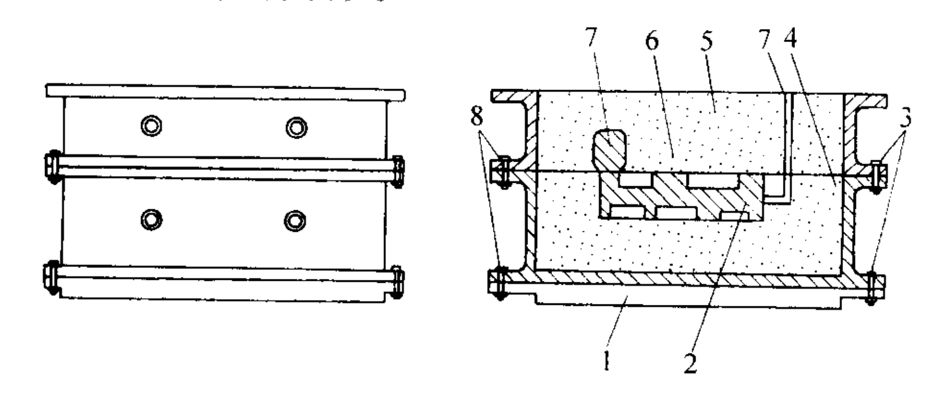


图5.6-15 可翻转组合砂箱

1—平台；2—模样；3、8—锁紧装置；
4—下箱；5—砂子；6—上箱；7—浇注系统

砂箱外形可为圆形、方形和长方形。一般而言，方形和长方形砂箱的空间利用率较高，圆形稍差，可根据实际生产需要及制造方便等自行选择确定。

砂箱尺寸一般应根据使用条件及生产铸件种类及批量综合考虑，原则上应保证模样各面吃砂量不小于50~100 mm。对于单件大批量流水线生产，砂箱尺寸应保持最小，以便最大程度地减少砂子用量、紧实所需的能量以及填砂和紧实操作循环时间等，以提高生产效率，对于批量较小而产品品种较多的生产情况，其砂箱一般尽可能大，以保证其通用性。

4.1.2 型砂

消失模铸造用型砂应具有良好的透气性和流动性，经多次使用后仍能保持原来的性能。目前生产中应用以普通硅砂为主，型砂粒度40/70筛号。

宝珠砂是市场上新近推出的一种型砂品种，由铝矾土熟料二次熔化加工而成，呈球形，具有良好的透气性、流动性、回用性和耐高温性等优点，值得在消失模铸造行业中加以推广应用。

4.2 填砂与振动紧实

4.2.1 填砂

填砂过程包括底部砂床准备、放置模组、填砂振动等步骤。底部砂床厚度一般约100 mm。

由砂斗向砂箱内填充型砂，有两种应用比较普遍的方法。

1）柔性管加砂法　用柔性管与砂斗相接，人工移动柔性管陆续向砂箱内各部位加砂，可以人为地控制砂子落高、避免损坏模样涂层。最后要保持砂箱顶部模样吃砂量的厚度大于100 mm，此种加砂方法比较灵活。对于特别难于填砂的部位，可用人工辅助充填，效果也很好。

2）雨淋式加砂法在砂斗底部装有加料箱，抽去闸板。砂子通过加料箱底部均匀分布的小孔流入砂箱中，加料箱的尺寸基本等于砂箱的尺寸大小。这种雨淋式加砂比较均匀，对模样的冲击力很小，并可定量加砂和密封除尘，加砂效果及加砂环境都较好，但加砂机构略显复杂。

生产中一般采用边振动边加砂的方式完成造型过程，可以防止模样变形和填砂紧实不均。特别是形状复杂的模样，必须边加砂边振动，才能填满模样各个部分。实在充填不到的部位，如长孔、深孔、不通孔等可预先用自硬砂填实，再进行填砂造型。

4.2.2 振动紧实

干砂的振动紧实是得到优质铸件的重要工序。振动使干砂产生垂直与水平方向移动，促使干砂填满模样的各个部位。特别是干砂的横向移动，能使模样的水平孔洞及平面的背面充满干砂，这些地方只靠干砂的自由流淌和垂直位移是无法充满的。

（1）振动台

振动台的作用是使干砂产生无定向共振，从而充满泡沫模组内外，并达到一定的紧实度，且不会损坏泡沫模样。考虑到泡沫模样容易变形，其振动紧实一般为高频率低振幅的振动形式。

振动台的基本结构如图5.6-16所示。由夹紧装置、台面、支架、空气弹簧、激振电动机、悬浮装置、底座组成。

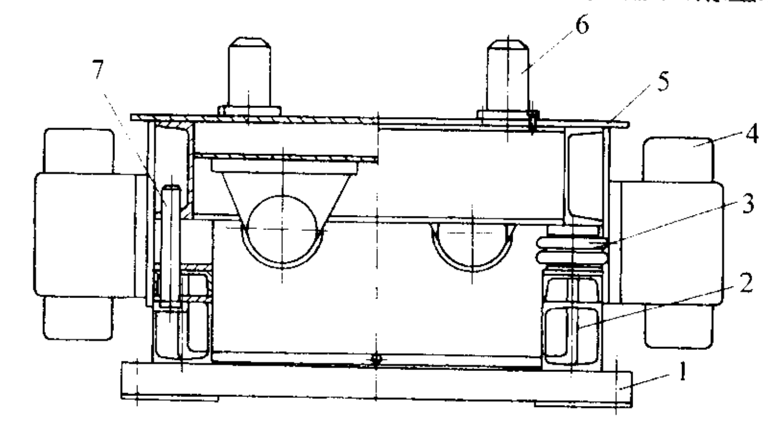


图5.6-16 振动台基本结构

1—机座；2—压缩空气管；3—空气弹簧；4—激振电动机；
5—工作台面；6—砂箱顶柱；7—导向杆

根据振动方向的不同，振动台分为一维、二维、三维振动台；根据激振力调整方式可分为简易振动台（激振力的大小靠调整电动机偏心块的角度来实现）和调频振动台（激振力大小靠调整电动机转数来实现）。先进的振动台可在造型过程中实现不同振动加速度、不同振幅、不同方向的复杂振动模式。根据具体生产情况选择振动模式。

（2）振动工艺

1）振动加速度　振动台激振力大小和被振动物体总质量决定了振动加速度的大小。振动加速度是最重要的振动参数，通常在1~2 g（加速度）范围内效果最好。小于1 g时，对提高紧实度没有多大效果；大于2.5 g时，砂粒会发生跳动，容易损坏模样，而且振动紧实效果也不佳。

2）振幅和频率　在激振力相同的条件下，振幅越小、振动频率越高，充填和紧实效果越好。生产实践表明，频率为50 Hz左右（电动机转速为2 800~3 200 r/min）、振幅为0.5~1 mm比较合适。

3）振动时间　振动时间短，干砂不易充满模样的各个部位，特别有水平空腔的模样，需要有一定的振动时间。但振动时间过长，不但不能起到充填和紧实作用，反而可能损害模样。一般振动时间控制在30~60 s即可满足要求。

实际生产中，可根据砂箱大小、型砂种类、铸件特点，调整振动台的工艺参数，以达到最佳的振动紧实效果。

4.3 真空系统

真空系统的作用是为负压砂箱制造稳定的真空场，使干砂在负压下定型，同时将泡沫模样热解过程中产生的热解产物吸出，保证浇注顺利有序进行。真空系统的组成如图5.6-17

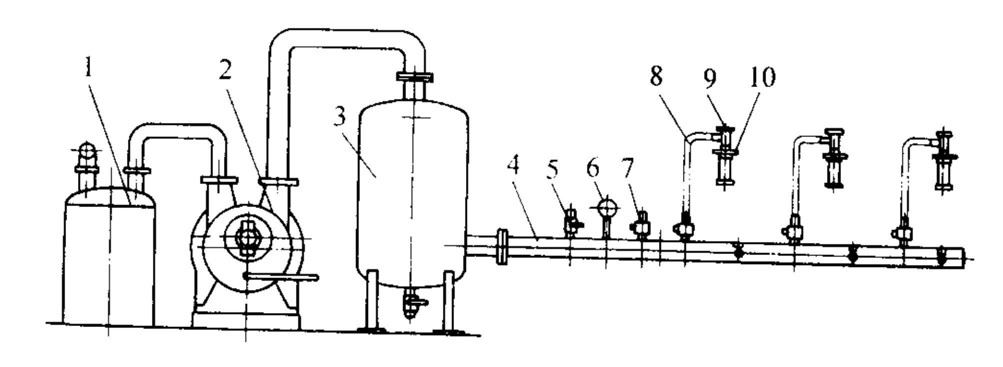


图5.6-17 真空系统

1—气水分离器；2—水环真空泵；3—真空罐；
4—真空分配器；5—手动真空阀；6—真空表；7—自动真空阀；
8—真空软管；9—真空接头；10—举升气缸

所示。真空系统由气水分离器、水环真空泵、真空罐、真空分配器等组成。砂箱自动线采用气动和机械装置，使真空系统与砂箱真空接口对接。

真空泵的抽气能力和真空罐的大小是保证砂箱真空稳定的关键，应根据生产纲领选择确定。对于大件和特大件，可采用将两套真空系统并联（见图5.6-18）。

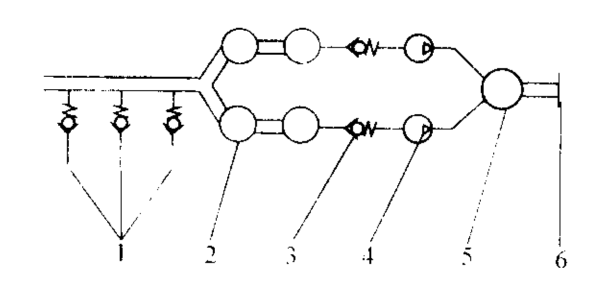


图5.6-18 组合式真空系统

1—真空连接装置；2—真空罐；3—单向阀；4—水环式真空泵；5—气水分离器；6—接尾气处理

4.4 旧砂的冷却与再生回用

与传统的砂型铸造相比，消失模铸造的砂处理相对比较简单。消失模旧砂与新砂主要有以下几点不同。

1）干砂破碎以及涂料层、浇口杯等杂物进入导致型砂的透气性下降。

2）浇注时难免带入铁豆和渣子，造型时容易损坏泡沫模样。

3）旧砂的温度很高，冷却速度慢。

4）长期使用，旧砂中容易形成泡沫模样热解产物的积累，恶化干砂性能。

消失模铸造旧砂处理过程为：落砂→筛分→除尘→磁选（对于铁合金铸件）→冷却→造型。在此同时，旧砂还需要定期进行热法再生，以去除其中的泡沫材料热解产物。

消失模铸造砂处理系统由落砂斗、筛分送砂设备、提升设备、砂冷却调温设备、储砂斗和加砂装置组成。典型的消失模砂处理系统如图5.6-19所示。

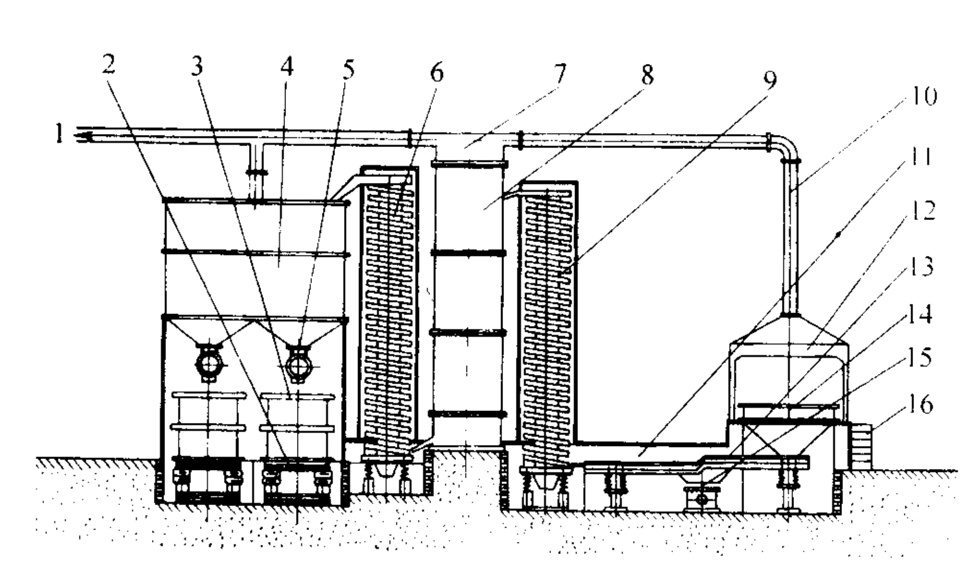


图5.6-19 典型的消失模砂处理系统

1—接除尘机；2—振实台；3—负压砂箱；4—储砂斗；5—螺旋输送机；6、9—垂直提升机；7—收尘过桥；8—立式冷床；10—通风管路；11—钢板封闭；12—集尘罩；13—水平输送筛分机；14—落砂斗；15—收尘箱；16—楼梯

其中旧砂必须冷却温度低于50℃方可使用，一般通过砂温冷却器来完成。目前市场上常见的有卧式沸腾砂冷却床、立式沸腾砂冷却床和立式冷床，其中立式沸腾冷却床具有占地面积小，能耗低、空间利用率高等优点，应用更为广泛。

5 浇注和冷却凝固

5.1 金属液的充填

由于型腔中泡沫模样的存在，与传统的空腔铸造相比，消失模铸造不仅充型速度慢，而且充填形态也有明显的不同。

在消失模铸造中，由于泡沫模样的绝热作用，充型过程中只有流动前沿附近的泡沫模样发生熔化、气化，流动前沿的流形总是从内浇道开始以放射弧状依次向前推进，如图5.6-20所示。在负压存在的前提下，厚壁铸件还可能存在所谓的附壁效应，即金属液会沿着铸型壁先行，如图5.6-21所示。

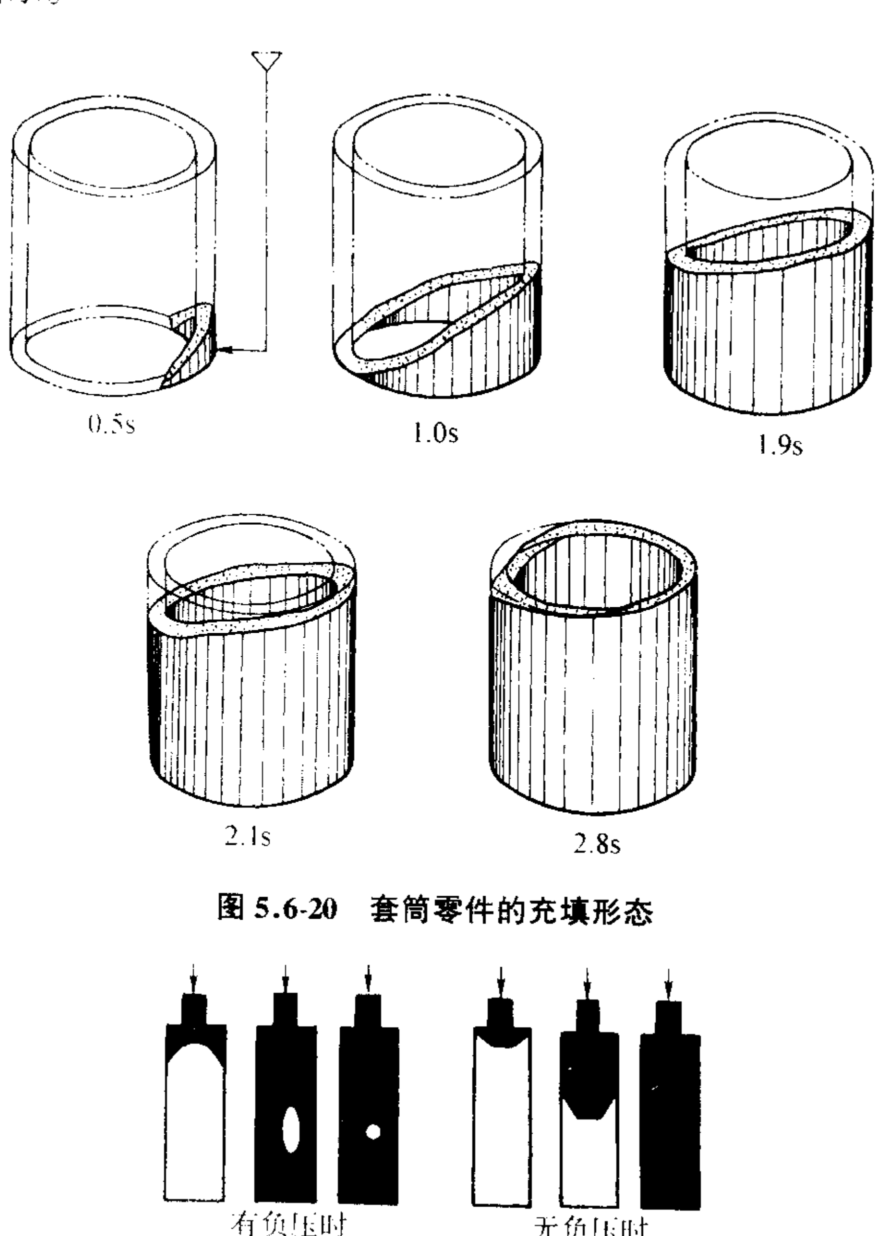


图5.6-20 套筒零件的充填形态

图5.6-21 附壁效应示意图

5.2 模样的热解特性

模样的热解及排出与铸件质量有着密切的关系。表5.6-18为在加热比较充分条件下不同温度下EPS的热相变状态。表5.6-19则为实际浇注前沿不同合金浇注温度下EPS热解产物的种类及含量。由此可以看出，当750~800℃浇注铝合金铸件时，金属液流动前沿聚苯乙烯分解的主要产物是液态大分子为主，小分子的碳很少生成，因而不存在碳缺陷。液态产物主要随气流经渗透蒸发到涂料层或型砂粒间隙中，渗透排出不及时容易导致浇不到缺陷。而当1 350~1 600℃浇注铸铁件和铸钢件时，聚苯乙烯气化裂解比较充分，发气量大大增加，EPS与金属液前沿存在一个明显的气体间隙，裂解产物碳大量产生。如果热解产物不能通过涂料迅速排出，就会形成严重的碳缺陷。

5.3 浇注系统和浇注工艺

5.3.1 浇注系统

相对其他铸造工艺，消失模铸造的浇注系统设置更为灵活，其设计原则及结构特点见表5.6-20。

按金属液进入型腔的位置，浇注系统可分为顶注、底注和侧注。浇注系统的位置对金属液流动场和温度场均有较大的影响，因而影响到模样的分解和热解产物的流向。各种浇注系统的特点及示例见表5.6-21。

表 5.6-18　EPS 热相变状态

温度/℃	热转变点	热转变区域	状态现象
105	热变形	高弹态（软化区域）	泡沫塑料开始变软，立即从玻璃态进入高弹态并膨胀变形；随即泡孔内的空气和发泡剂开始逸散，体积逐渐收缩，直至泡孔组织消失，同时开始产生黏流状聚苯乙烯液体
165～396	熔融	黏流态（液态区域）	失去发泡剂和空气的聚苯乙烯立即由高弹态转入黏流态，这时分子量保持不变
396～576	解聚	气化区域	在重量开始变化的同时，长链状高分子聚合物断裂成短链状低分子聚合物，此时气化反应开始，产生苯乙烯单体和它的小分子量衍生物组成的蒸气产物
576～700	裂解	气化和部分燃烧区域	析出的气体量显著增加，低分子聚合物裂解成少量氢、CO_2、CO 和小分子量的饱和和不饱和碳氢化合物
700～1 550	—	完全气化燃烧，充分裂解区域	这时低分子聚合物逐步裂解完全，碳氢化合物分解成氢和碳，同时燃烧过程更加剧烈，并析出大量的游离炭和由挥发性气体产生的火焰

表 5.6-19　不同合金浇注温度下 EPS 热解产物的质量分数　%

合金及浇注温度	小分子气体产物	蒸汽态产物				
	CH_4、C_2H_4、C_2H_2 等	苯	甲苯	乙苯	苯乙烯	多聚体
铸铝 750℃	11.42	6.57	10.38	0.78	69.31	1.42
铸铁 1 350℃	32.79	51.61	3.21	0.10	12.34	微量
铸钢 1 600℃	38.57	52.73	3.57	微量	5.13	微量

注：微量代表质量分数小于 0.10%

表 5.6-20　浇注系统的设计原则、结构特点及种类

项目	技术要点
设计原则	1）内浇道位置尽量选择在非重要加工面上，连接面要小，以便于去除 2）浇注过程应便于热解产物的逸出 3）在浇注系统上组合模样方便，件数应尽量多，以提高工艺出品率 4）便于搬运和较好支撑模样组 5）方便型砂的充填和振动紧实 6）直浇道尽量采用中空的 EPS 模样或特制的陶瓷管
结构特点	1）浇口杯足够大，可以防止浇注时断流，稳定金属压头，使充型平稳 2）直浇道一般为中空 EPS 管或特制陶瓷管，形状为圆形或方形 3）浇道截面积应比普通铸造大，通常铸钢件约大 10%～20%，铸铁件约大 20%～50% 4）冒口有补缩和排渣的作用，一般采用球形暗冒口，其设计可沿用砂型铸造冒口设计方法（如图 5.6-22 为六爪轮毂的冒口设计方案）

5.3.2　浇注工艺

浇注过程中，铸型内存在能量、质量传输等复杂的物理化学变化，对铸件的质量有决定性的作用。因此必须选择合适的浇注工艺，才能获得质量良好的铸件。

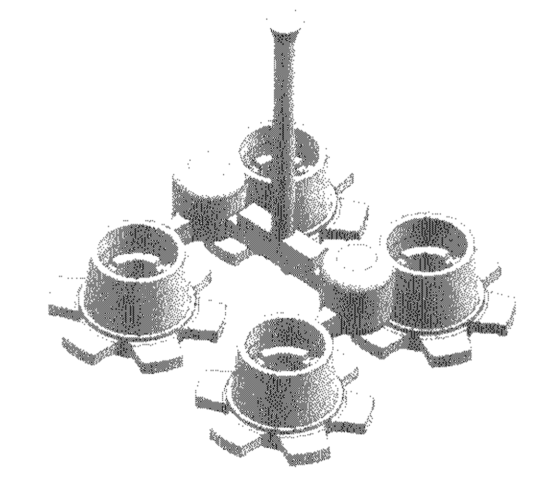


图 5.6-22　六爪轮毂的冒口设计方案

表 5.6-21　各种浇注系统的特点及示例

种类	特点	示例
顶注式	充型速度快，有利于防止浇不到、冷隔缺陷，有利于顺序凝固和补缩，但分解产物与金属液流相反，容易产生夹杂，适于高度不大的铸件	
底注式	充型平稳，可以实现层流，使模样有序气化，但金属液流动前沿与分解产物接触时间较长，温度下降比较多，充填速度最慢，容易在铸件顶部出现皱皮缺陷。当然可在顶部设置集渣冒口收集分解产物，保证铸件无皱皮缺陷。底注式浇注系统适合于厚、高、大铸件	
侧注式	从铸件侧面，分两层和多层注入金属液，兼有底注和顶注的功能 采用中空直浇道，底层内浇道进入金属液多，然后上层内浇道也很快起作用 若采用实心的直浇道模样，则大部分金属液从最上层内浇道进入，滞后一段时间后，下层内浇道才起作用。为使金属液均匀通过上下内浇道，一般上层内浇道需向上倾斜	

1）浇注温度　由于泡沫模样的存在，浇注过程中会消耗大量的热量，因此消失模铸造的浇注温度一般比普通砂型铸造要高 30～80℃。铸件复杂程度不同、壁厚不同，浇注温度也不同。一般而言，随着铸件结构越复杂、壁厚越薄，浇注温度越高。最佳浇注温度范围一般需工艺试验确定。

2）真空度　一定范围内的真空度的提高，可提高金属液的流动性，增强充型能力，并有利于模样热解产物的排出。但真空度太高，也易带来一些渗透粘砂等缺陷。浇注时砂箱内真空度可参照表 5.6-22 选取。

表 5.6-22　适用各种铸造合金的真空度　MPa

合金种类	铸钢	铸铁	铸铝
真空度	-0.03～-0.05	-0.02～-0.04	0～-0.02

3）浇注速度　消失模铸造浇注过程一般采用慢—快—慢的浇注方式。刚开始慢浇，以防止模样气化过快而反喷。金属液充满直浇道后加快浇注速度，可以保证金属液尽快充填，避免型壁坍塌和浇不到。浇注后期应慢浇，以防止金属液的外溢，造成金属液的浪费和砂处理的麻烦。

5.4　消失模铸造的凝固特性

消失模铸造的凝固特性主要体现在以下两点。

1）消失模铸造的冷却凝固速度比普通的砂型铸造还慢，消失模铸造工艺需要较高的浇注温度（一般比砂型铸造高出 30～80℃），也进一步加剧了这一变化趋势。

2）负压消失模铸造铸型刚度好，浇注铸铁件时，铸型不容易发生体积膨胀，使铸件的自补缩能力增强，因而大大减少了铸件缩孔倾向。

为了弥补消失模铸造冷却速度慢带来铸件组织和性能的影响，一般采用激冷造型材料或调整铸件化学成分、优化合金处理工艺等措施来解决。

6　消失模铸造缺陷与对策

消失模铸造缺陷与对策可见表 5.6-23 所示。

表 5.6-23　消失模铸造缺陷与对策

缺陷种类	特征及规律	形成机理	对　策
铸钢件的增碳	（1）钢液的原始碳量对增碳有决定性的影响，碳量越低，增碳量越大；对于碳的质量分数≤0.25%的低碳钢，增碳较多，局部甚至增加 0.1%～0.3%的碳量（质量分数），增碳层厚度也达到 3 mm （2）铸件增碳具有不均匀性，不同的部位增碳量不同，尤其时由内浇道处开始，沿充填流线增碳呈递增分布趋势，充型末端及钢液汇流处，增碳明显高于其他部位 （3）表面和局部增碳，导致加工性能恶化	由于泡沫模样热解产生大量游离炭向金属液渗透造成	1）尽可能选用含碳量较低的 STMMA和 EPMMA，并降低模样密度或局部掏空，减少模样重量 2）在不引起粘砂缺陷的前提下，选用透气性相对较高的涂料和型砂，甚至在涂料中添加防止增碳的附加物 3）选用合适的浇注方案和设置排渣冒口 4）适当提高负压度 5）采用 Replicast CS 工艺，即先消失模样而后浇注的办法，彻底避免增碳
铸铁件的皱皮和炭黑	铸铁件的上部，尤其是金属液最后流到和液流的“冷端”部，经常会出现波纹、滴瘤状的缺陷称皱皮缺陷；炭黑缺陷是指铸件表面光亮碳和内部存在的炭黑夹杂现象，在球墨铸铁中最为常见	皱皮一般是由于该处液态热解产物来不及排出、金属液温度太低而引起的。炭黑缺陷的形成也是由于热解的液态产物未能及时排出或者紊流夹杂所引起的	1）降低模样密度，或选用更易裂解为小分子的 STMMA 和 EPMMA，减少热解产物的总量 2）提高涂料和型砂的透气性，适当提高负压度，加速热解产物的排出 3）提高浇注温度 4）选用合适的浇注系统
铸铝件的针孔、浇不到缺陷	针孔和浇不到	1）铸件壁薄，合金液的热容量较小，充型过程中流动前沿的温度损失相对较大，进而导致出现冷隔、浇不到缺陷 2）铝合金熔炼和浇注温度相对较高，一般在 760～780℃，甚至浇注温度达到 810℃以上，温度越高，吸气越严重，因此针孔缺陷就越严重 3）采用干砂造型，其冷却速度慢，金属液的凝固时间长，也容易加剧针孔缺陷的产生	1）合适的熔炼炉和高温变质精炼处理工艺，减少铝熔体内的气体含量 2）选用透气性、保温性好的涂料，加强热解产物的排出和防止前沿温度下降过快 3）选用密度相对较低的模样材料 4）在不引起浇不到缺陷的前提下，尽可能降低浇注温度

续表 5.6-23

缺陷种类	特征及规律	形成机理	对　策
铸型坍塌	由于采用无黏结剂干砂造型，浇注过程容易发生铸型局部坍塌，尤其是浇注大件特别是大平面铸件、内腔封闭或半封闭的铸件时	金属液体浮力使铸型内局部气压过大；金属液体跟不上模样的消失；金属液体激烈冲击等等	1）尽量降低模样的密度，减少总的发气量 2）合适的负压度及密封措施，负压系统有足够大的排气能力，个别地方预埋抽气管 3）涂料和型砂的透气性好 4）合理的浇注系统和浇注工艺（合适的浇注速度及浇注过程中不断流） 5）足够的吃砂量及放置压箱铁等
粘砂	液体金属渗入砂粒之间，铸件表面形成不同程度的粘砂	局部干砂紧实度过低、涂料透气性过大、承受高温的部位涂层太薄、负压度过大、金属压头过大以及浇注温度过高等	1）提高易粘砂部位涂层的厚度和耐火度 2）合理控制真空度和浇注温度。在保证浇注顺利进行的情况下，要尽可能降低真空度和浇注温度，以抑制高温金属液的穿透力 3）选用较细的干砂、改善干砂的填充与紧实 4）合适的压头

7　发泡模具设计与制造

7.1　工艺参数的确定

目前很多铸件都是按照原有的铸造工艺如金属型、砂型铸造来设计的。因此，首先必须结合消失模铸造工艺的特点，适当地修改产品的结构，将铸件图转换为泡沫模样图；然后再进行泡沫模样的三维设计。

（1）铸件成形工艺性的审定

1）铸件最小壁厚　因为泡沫模样的最小截面上应容纳三颗以上的预发珠粒，才能保证铸件的精度和粗糙度。目前，国内用于消失模铸造的泡沫材料（EPS或共聚物）的最小原始珠粒粒径约为0.2～0.3 mm，限制了泡沫模样的最小壁厚不应小于3 mm。

2）最小铸出孔　最小铸出孔主要取决于铸造合金和铸件结构，也与型砂的充填紧实有关。铸孔直径小于2.5～3 mm，通孔 h/d 大于5，不通孔 h/d 大于2.5时均不铸出。具体数值可参见表5.6-24。

3）铸件结构　对不易变形的零件而言，消失模铸件的尺寸精度高于普通砂型铸件。但对于易变形的板形、薄壁箱体或框架零件，在涂挂涂料、填砂造型以及振动紧实过程中，因泡沫模样的变形，易导致铸件尺寸超差，严重时，铸件的精度低于砂型铸造。因此，在不影响产品的使用要求和外观美感的前提下，对薄壁箱体或框架件可通过加大过渡圆角、增加局部壁厚、设置加强肋和拉肋等措施来增加泡沫件的结构稳定性，其中拉肋若不能同泡沫件一起做出，可用泡沫拉肋与泡沫件粘接成整体，见图5.6-23所示。清理铸件时，再将拉肋去除。

（2）加工余量

消失模铸造生产的铸件的加工余量，一般可取粘土砂型铸造加工余量的50%～60%，也可以表5.6-25来选择确定。

（3）收缩率

除了铸件收缩之外，消失模铸造工艺中还存在一个泡沫模样的收缩过程。因此，消失模铸件的收缩率可在参考其他工艺的基础上，增加泡沫模样的收缩即可。泡沫模样的收缩率随泡沫材料的种类和密度不同略有差异，如密度在0.022～0.025 g/cm³ 的泡沫模样，共聚物材料的线收缩率为0.2%～0.3%，聚苯乙烯材料为0.3%～0.4%。

（4）起模斜度

消失模最突出的优点是造型简单，不需要取模、修型、合型等工序，为此从造型角度考虑不需要设计起模斜度，但在制造泡沫模样过程中，为便于起模，需设置适当的起模斜度。具体起模斜度可参见表5.6-26。

表 5.6-24　铸孔直径与孔深关系　mm

铸孔直径 d	最大孔深 h	
	通孔	不通孔
3～5	5～10	～5
5～10	10～30	5～15
10～20	30～60	15～25
20～40	60～120	25～50
40～60	120～200	50～80
60～100	200～300	80～100
>100	300～500	100～120

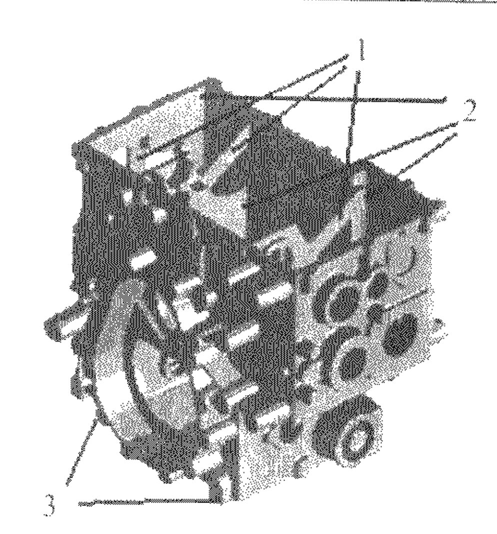


图 5.6-23　设置加强肋和拉肋防止变形
1—拉肋；2—加大的圆角；3—内浇道粘接凸台

表 5.6-25　消失模铸件机械加工余量　mm

铸件最大轮廓尺寸		铸铝件	铸铁件	铸钢件
< 50	顶面	1.5	2.5	4.0
	侧、底面	1.0	2.0	2.5
50 ~ 100	顶面	1.5	3.0	3.5
	侧、底面	1.0	2.5	3.0
100 ~ 200	顶面	2.0	3.5	4.0
	侧、底面	1.5	3.0	3.0
200 ~ 300	顶面	2.5	4.0	4.5
	侧、底面	2.0	3.5	3.5
300 ~ 500	顶面	3.5	5.0	5.0
	侧、底面	3.0	4.0	4.0
> 500	顶面	4.5	6.0	6.0
	侧、底面	4.0	5.0	5.0

表 5.6-26　铸件对应高度与起模斜度（角度）的对应值

铸件对应高度 H/mm	起模斜度/mm	起模角度 α
< 20	0.5	1°30′
20 ~ 50	0.5 ~ 1.0	45′ ~ 2°
50 ~ 100	1.0 ~ 1.5	45′ ~ 1°
100 ~ 200	1.5 ~ 2.0	30′ ~ 45′
200 ~ 300	2.0 ~ 2.5	20′ ~ 45′
300 ~ 500	2.5 ~ 3.0	20′ ~ 30′

7.2　发泡模具设计

消失模铸造工艺在缸体、缸盖、增压器壳以及进排气管等内腔结构复杂、芯子较多的铸件上应用相对更具优势。其模具设计也普遍采用 CAD 技术，对于复杂的异形曲面还必须采用三维 CAD 技术。目前市场上通用的三维 CAD 软件主要有：EDS 公司的 Unigraphics、PTC 公司的 Pro/Engineer、达索公司的 CATIA 等。

消失模发泡模具 CAD 设计步骤如图 5.6-24 所示。

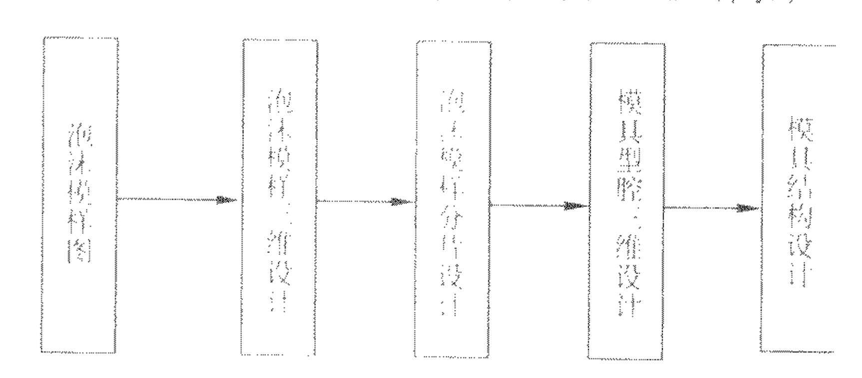


图 5.6-24　消失模发泡模具 CAD 设计步骤

（1）泡沫模样的三维设计

在泡沫模样和模具型腔的三维设计时，其常用的造型方法主要有实体造型和曲面造型两种。图 5.6-25、图 5.6-26 分别为采用实体造型和曲面造型构造的变矩器和增压器壳零件泡沫模样的三维实体。现代的高档三维 CAD 软件普遍具有复合建模技术，即在构造复杂的零件时可同时使用以上两种造型方法，以达到最佳的造型效果。

（2）泡沫模样的分片设计

消失模铸造具有可将泡沫模样先分片后黏结的工艺特点，使复杂铸件的生产变得简单。例如：四缸缸盖（铸铁）的泡沫模样由 4 块模片组成，4 块模片合拢便形成复杂的内腔，如图 5.6-27 所示。先分片后粘结还可组合成外形复杂的泡沫模样。当然，铸件越复杂，泡沫模样的分片越多，所需模具数量也越多，粘结工序也会更复杂。粘结设计必须考虑以下两点：

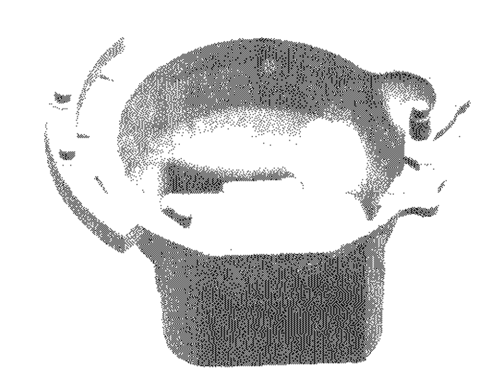


图 5.6-25　变矩器泡沫模样三维造型

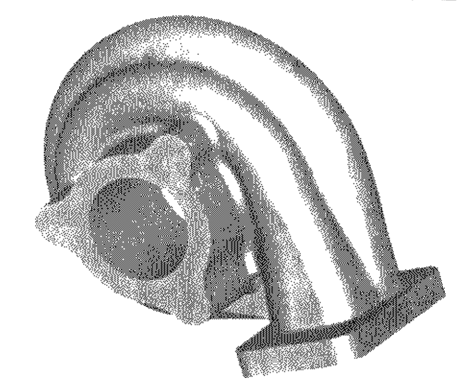


图 5.6-26　增压器壳零件的三维曲面造型

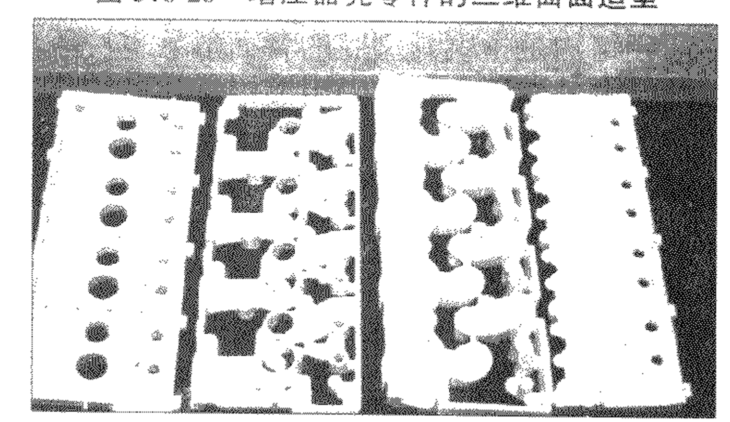
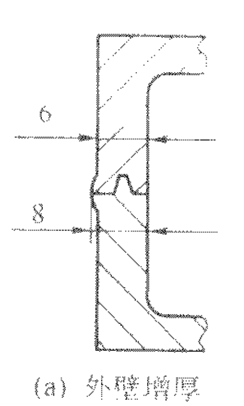


图 5.6-27　缸盖模样

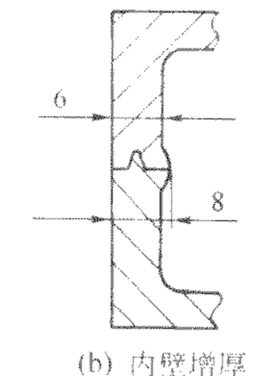
1）黏结负数　考虑到两块泡沫模片对粘时，黏结面上的黏胶总有一定厚度 δ，使泡沫模片黏结后，在高度方向尺寸增大 δ。对于尺寸要求高的铸件，应在模样分片时，将泡沫模样在黏结方向上的尺寸减去黏结厚度，即黏结负数，以保证泡沫模样尺寸符合图样要求。一般黏结负数的取值范围为 0.1 ~ 0.3 mm。黏结负数可在上、下泡沫模片的模具上各取一半（$\delta/2$），也可仅取在其中一个泡沫模片的成形模具上。

此外，黏结负数的大小与黏胶的黏度、操作方式有关。采用热熔胶或手工黏结，其值偏大；采用冷胶或机械黏合，其值偏小。

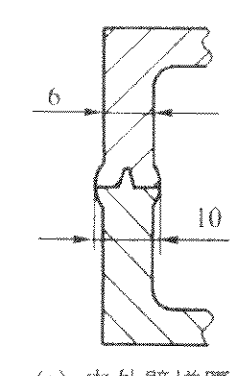
2）薄壁黏结增厚处理　对于壁厚较薄的泡沫模片，可适当增加对接处的厚度，以提高黏结强度。例如壁厚为 5 ~ 6 mm 可在对接处增加到 7 ~ 8 mm，其增厚部位有三种办法，如图 5.6-28 所示，其中外壁增厚的办法在模具上最易实现。



(a) 外壁增厚



(b) 内壁增厚



(c) 内外壁增厚

图 5.6-28　对接处薄壁增厚处理

3）黏结定位设计　为使两个泡沫片定位准确并黏结牢固，可在两个模片的黏合面上分别设计凸凹镶嵌结构，建议厚实处采用凸销和凹孔定位方式，薄壁处采用凸缘和凹槽定位方式，具体结构和尺寸如图 5.6-29 所示。

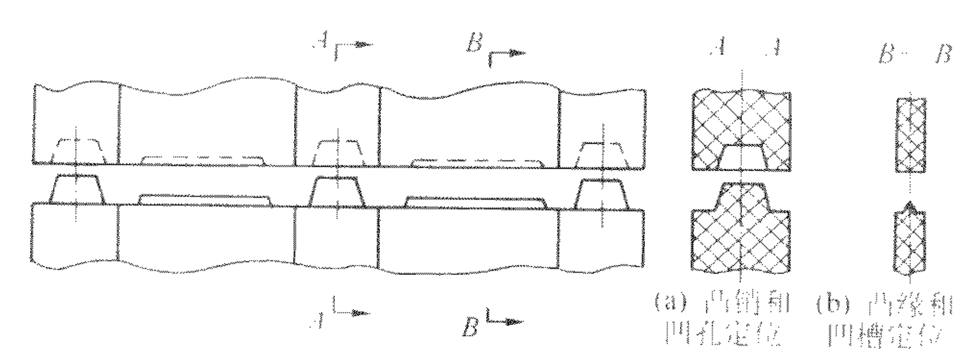


图 5.6-29　泡沫模片之间黏结定位

7.2.1　模具型腔的三维设计

薄壳随形是消失模模具的一个突出特点，它是获得表面光洁泡沫模样的基础。消失模模具型腔三维设计主要包括型腔面和随形面的构造两部分。

（1）模具型腔面的获得

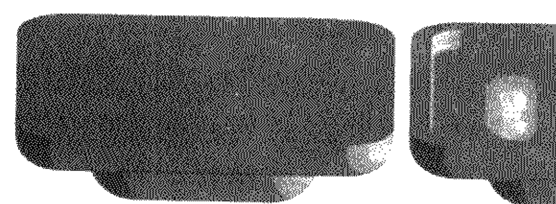
实际上，在构造泡沫模样三维造型时，型腔模的工作面已经构造出来。由于计算机中的曲面是无厚度的，因此，可直接将泡沫模样的外表面分离出来后，减去不需要的多余部分即可轻易获得模具的工作面模具的内腔工作面。

（2）型体薄壳结构设计

型体薄壳结构是指模具型腔的背面形状也按照型腔面来设计，以确保模具壁厚均匀。采用锻铝材料做模具，模具型腔壁厚的推荐值为 8 ~ 10 mm；采用铸铝毛坯，其型腔壁厚推荐值为 10 ~ 12 mm。模具型体只有设计成薄壳随形结构，才能满足泡沫成形时快速加热和快速冷却的工艺要求。

常见的随形面构造方法有以下几种。

1）利用软件的 SHELL 命令自动构造随形面。此种方法最为简单，但只能应用于简单的模具（见图 5.6-30）。


(a) SHELL命令前

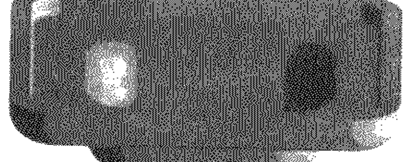

(b) SHELL命令后

图 5.6-30　SHELL 命令生成的薄壳模具凸模

2）用已存在的剖面曲线为基准，作平移（offset）操作建构随形面的剖面形状。而后采用同样的造型步骤直接构造随形面，最后进行布尔运算获得完全薄壳随形模具，如图 5.6-31 所示。

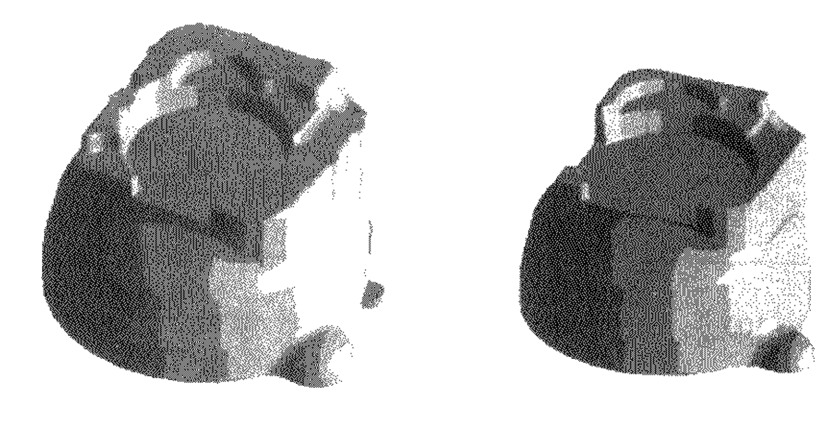
3）利用投影法得到模样表面相应位置的曲线轮廓，然后用与上述方法得到随形面，只是基准改为得到的投影线而已。

4）利用数控加工中留加工余量的办法，在设计时根本不设计随形面，由数控加工时完成即可。

（3）抽芯及镶块设计

1）抽芯设计　对于局部不易取模之处，可设计芯块和抽芯机构，使泡沫件在一副模具中整体做出，既保证了泡沫件的精度，又能省去粘结工序。

抽芯动作可通过手动和气缸两种形式来完成，如图 5.6-32 和图 5.6-33 分别为手动抽芯和气动抽芯示例。抽芯的导向机构一般采用导向杆、导套结构，其中导套为涂敷有耐热聚四氟乙烯涂层的开口纯铜滑套，以保证模具加热冷却过程中的稳定工作。


(a) 工作面　　(b) 随形面

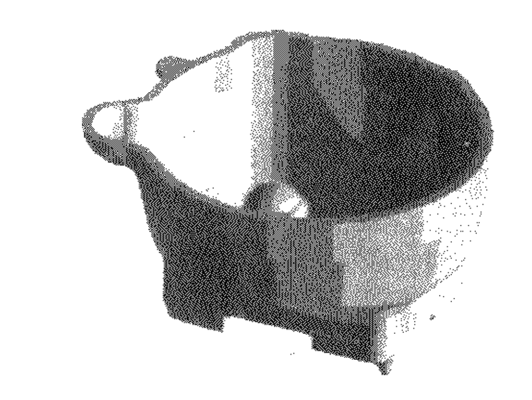

(c) 布尔运算后薄壳随形模具

图 5.6-31　重新构造随形面生成薄壳模具

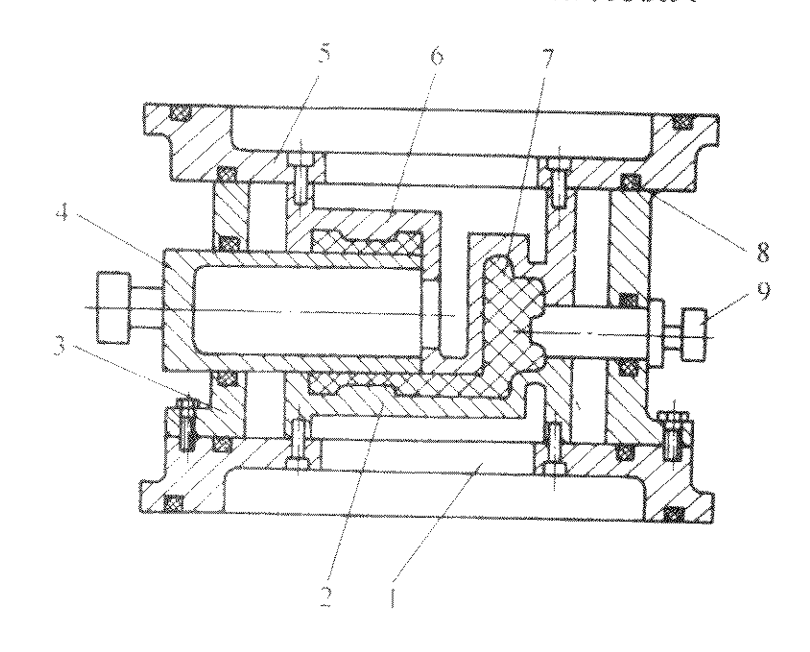


图 5.6-32　手动抽芯结构示意图

1—下汽室；2—下模具；3—汽室框；4—空心抽芯；5—上汽室；6—上模具；7—泡沫模；8—密封条；9—实心抽芯

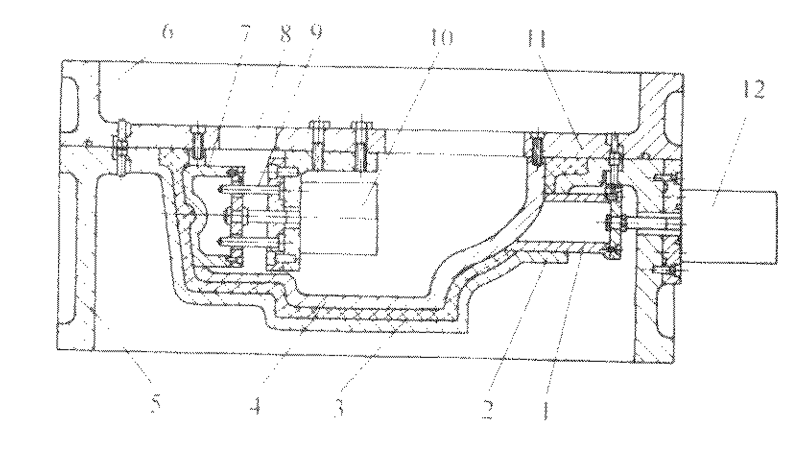


图 5.6-33　气动抽芯机构

1—外抽芯；2—凹模；3—泡沫产品；4—凸模；5—凹模框；6—凸模框；7—内抽芯；8—耐磨润滑导套；9—不锈钢导杆；10—耐热气缸；11—凸模底板；12—普通气缸

抽芯块一般壁厚设计为 5 ~ 8 mm，并采用掏空和密布排气塞等措施来加强加热和冷却的速度，以保证模样的表面质量。

2）模具的镶块设计　为了方便加工制造和安装排气塞，消失模模具往往设计成镶块结构。

图 5.6-34 所示为典型的凸模镶块结构。将凸模模块和模板分开加工，再连接成整体。其优点表现在：①便于凸模的型面加工，避免根部清根加工困难。②便于将凸模块放入

凹模中，检查产品壁厚，还便于模具的装配和调整。③有利于在凸模块和模板之间开设排气槽。

图5.6-35所示为凹模的镶块设计结构，主要是便于安装排气塞。若镶块形状简单，可先机械加工，安装好气塞后，再同模具本体连在一起。若镶块形状复杂，可与模具本体一起进行数控加工，加工完毕，将其拆卸下来安装气塞，最后装配到模具中。

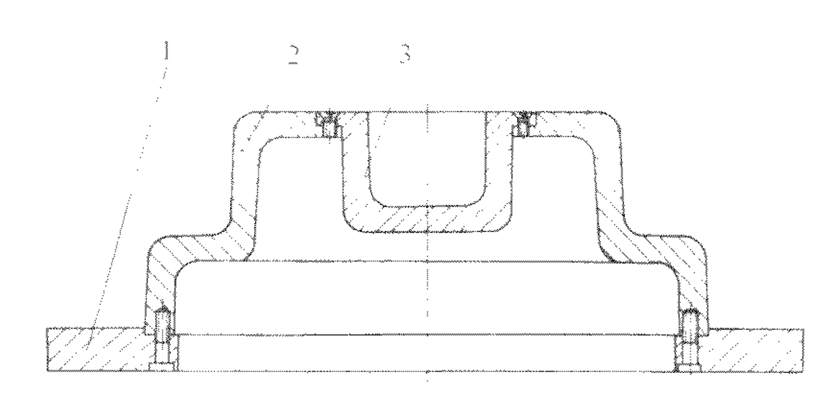


图5.6-34 凸模镶块设计
1—凸模板；2—凸模；3—凸模镶块

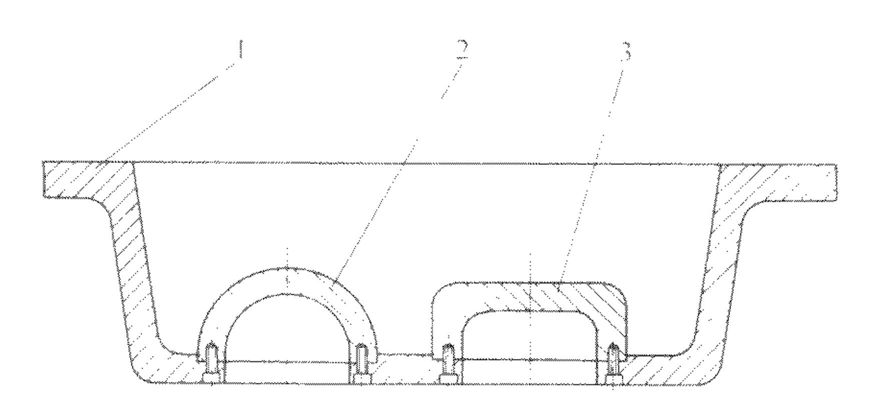


图5.6-35 凹模镶块设计
1—凹模；2—镶块Ⅰ；3—镶块Ⅱ

7.2.2 模具结构设计

发泡模具主要有两种形式：蒸缸模具和成形机模具。

1）蒸缸模具 采用蒸缸成形的手工模具，常采用手工取模。手工取模的劳动强度较大，并要有一定的操作技能。对于较难取出的复杂模样，可借助压缩空气对准模具上的排气塞将模样吹松，或将模具放入水中，借助水的浮力，将模样从模具中取出。必要时，可设计负压吸嘴或吸盘，将泡沫模从模具中取出。图5.6-36为典型蒸缸模结构，图5.6-37为实际应用的泵壳蒸缸模具及模样。

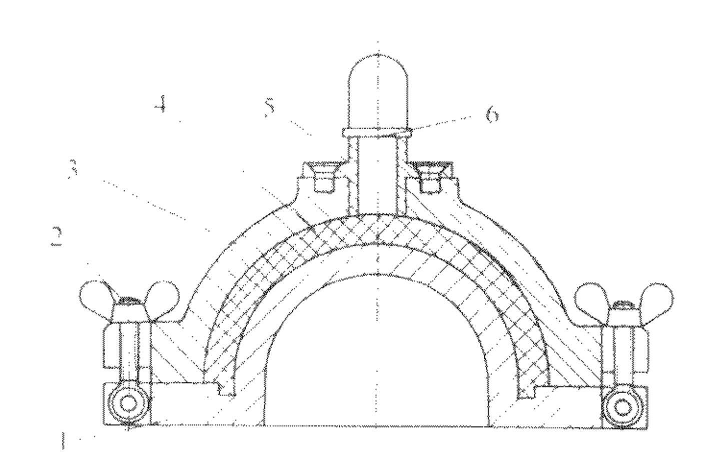


图5.6-36 典型蒸缸模结构
1—凸模 2—铰链螺栓和蝶形螺母 3—凹模
4—泡沫模 5—进料套 6—堵料杆

2）成形机模具 与蒸缸模具相比，机动开合模具较为复杂，除需设计成形模腔本体外，还要结合成形设备的要求，完成汽室模框和模板的设计。典型成形机模具见图5.6-38，实际的齿轮箱体模具及模样见图5.6-39。

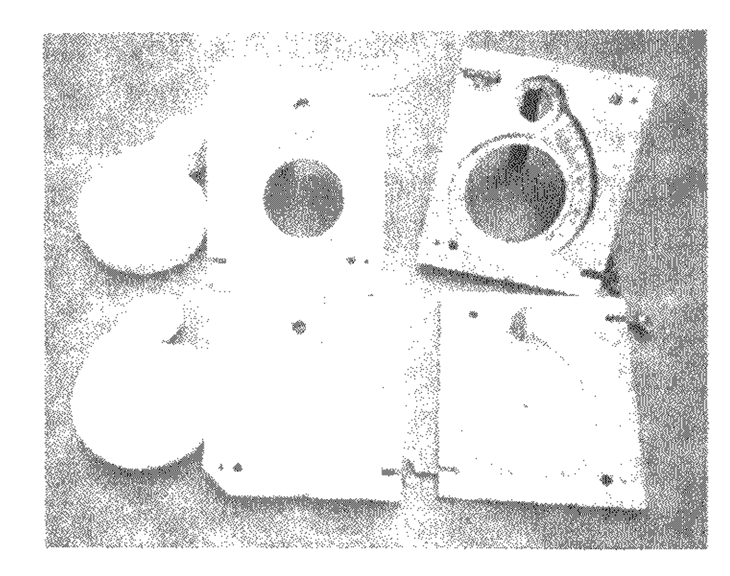


图5.6-37 泵壳蒸缸模具及模样

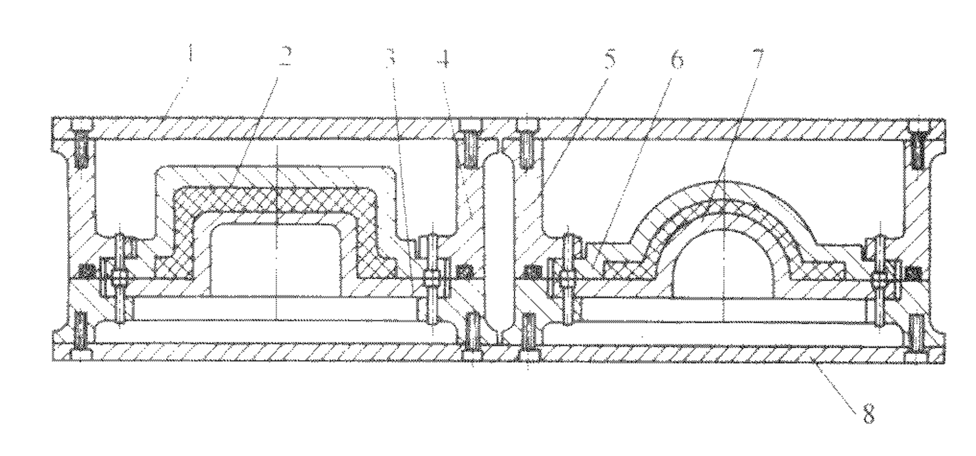


图5.6-38 典型成形机模具结构
1—上模共用模底板；2、6—模具凹模；3、7—模具凸模；
4、5—模具汽室模框；8—模具底板

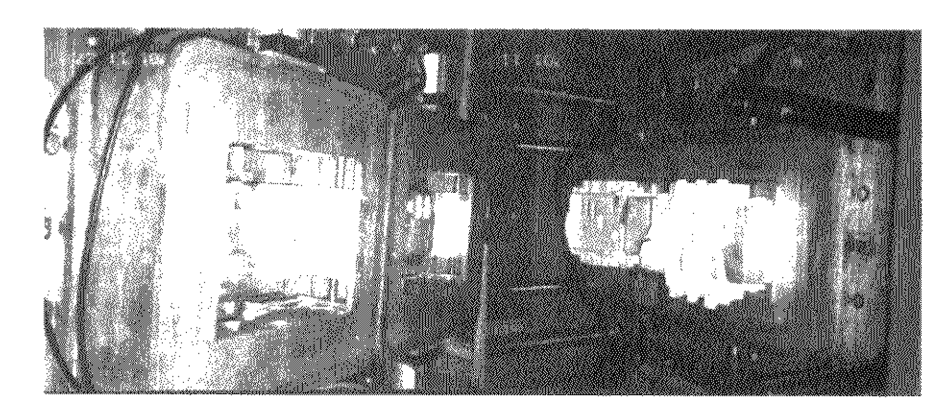


图5.6-39 齿轮箱体模具及模样

7.3 发泡模具制造

7.3.1 模具材料的选择

发泡模具一般选用耐热的合金材料制作，以适应蒸汽加热和喷水冷却周期作用的工作环境。根据工作部位的不同要求，模具各个部位选用不同的合金材料，参见表5.6-27。

表5.6-27 模具材料的选择

模具部位	材料	合金牌号
型腔模块（包括抽芯模块）	锻铝毛坯（AlMgSi）	LD6－CS、LD7－CS、LD8－CS
	铸铝毛坯	ZL101A、ZL108、ZL301
汽室模框	铸铝	ZL102、ZL104
	铸铁	QT400－5 HT250
模板、底板	轧制铝板（AlMgSi）	LY12R
销、导杆	不锈钢、黄铜	

7.3.2 模具的型腔成形

如前所述，消失模模具一般是铝合金材质，而且为薄壁随形结构，因此其制造主要有铸造和机加工两种方法。

（1）铸造成形方法

1）传统的铸造成形工艺　其工艺流程为：首先根据模具的三维设计图样制作木模，然后翻制砂型浇注获得模具毛坯，再结合普通的机加工工艺，制作出最终使用的模具。

此种铸造成样工艺存在精度差、速度慢等问题，尤其是随形面的制作难以做到真正意义上的薄壳随形（三维设计及木模制作所限）。

2）基于快速原型翻制工艺　其工艺流程为：首先完成模具的三维设计，而后借助快速成形设备在几个或几十个小时内快速制作出模具的原型，然后结合熔模铸造、石膏型铸造、转移涂料等铸造工艺，快速翻制出精确的模具毛坯。其工艺路线如图5.6-40所示。

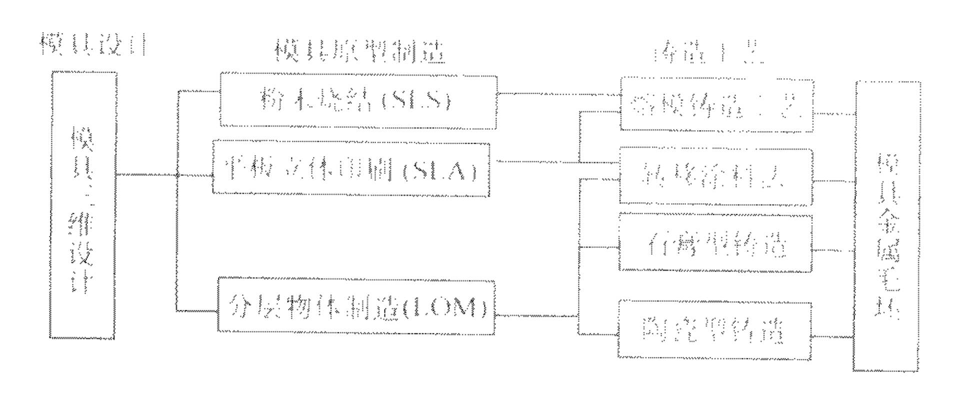


图5.6-40　基于快速模具原型及其翻制工艺

（2）现代机械加工方法

目前在消失模发泡模具制造中，最常见的是电火花加工和数控加工两种方法。相对铸造成形方法而言，其精度高，成本也较高。

1）电火花加工　此方法主要是制作纯铜或石墨电极，利用电化学腐蚀的作用，来实现模具的型腔加工。该工艺获得的模具表面粗糙度质最低，但其电极的设计和加工比较麻烦，一般也要通过手工或数控等加工完成，因此一般用于凹模和局部清根。

如图5.6-41所示的电机壳模具，其散热肋薄而深，只能在粗加工的基础上，采用电火花加工到位。发泡成形的泡沫模样和铸件见图5.6-42所示。

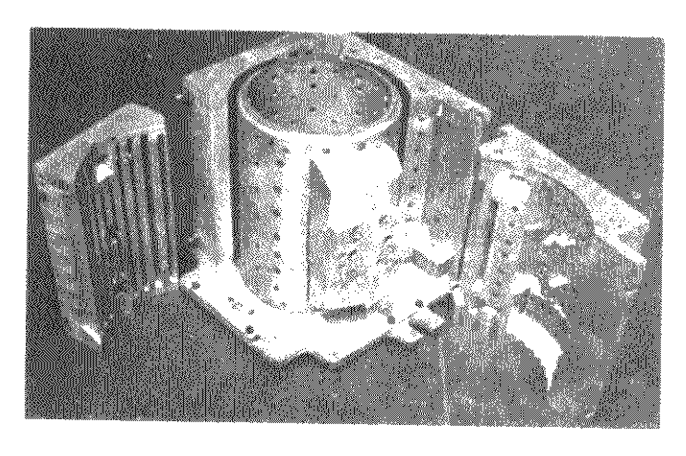


图5.6-41　电机壳模具

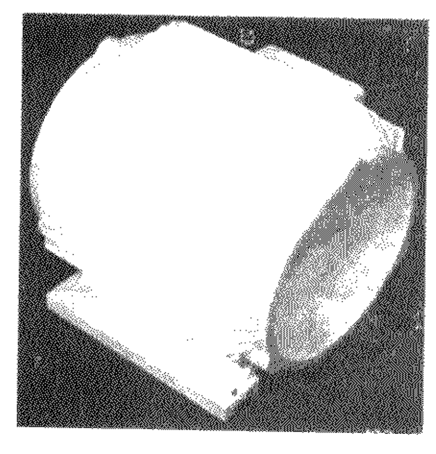
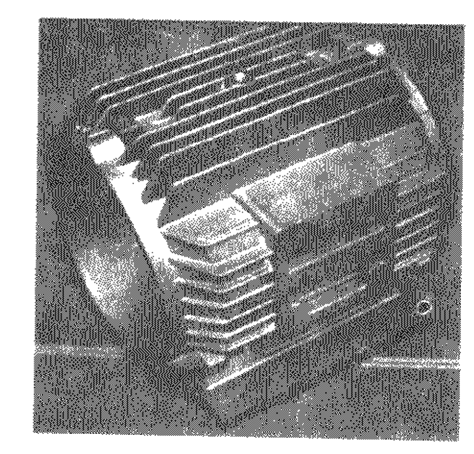



图5.6-42　模样及铸件

2）数控加工　数控加工是高档模具制造过程中最常见的加工方法。由于模具是薄壳随形结构，如果采用锻坯材料，在加工过程中要十分注意加工顺序，尽可能降低模具加工过程中的变形。如图5.6-43所示为采用锻坯的消失模模具加工工序。当然，为了将变形减少到最小，尽可能多次翻面。如图5.6-44为采用数控加工的离合器、变矩器模具。

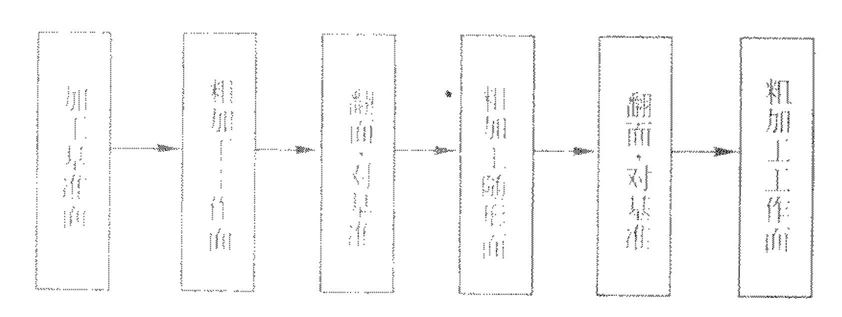


图5.6-43　数控加工顺序

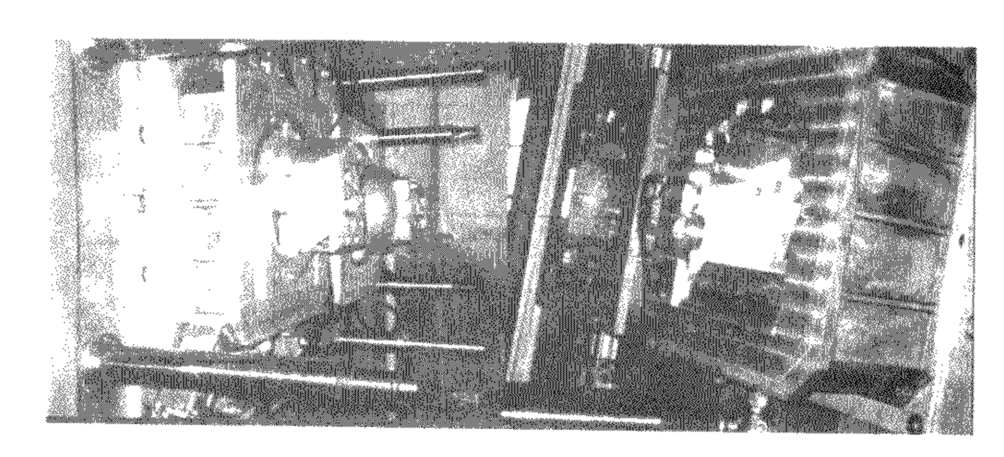


图5.6-44　数控加工的离合器、变矩器模具

7.3.3　模腔的透气结构

模具型腔面加工完成后，需在整个型腔面上开设透气孔、透气塞、透气槽等结构，使发泡模具具有较高的透气性，以适应发泡工艺的要求。

（1）透气孔的大小和布置

透气孔的直径为0.4～0.5mm，其值过小，易折断钻头；其值过大，易使泡沫件表面长刺，影响美观。有资料介绍：透气孔的通气面积约为模腔的表面总面积的1%～2%左右。据此估算：在100mm×100mm的模具面积上，若钻ϕ0.5mm的孔，约需均匀布置200～400个，即每孔间距约5～100mm，并采用内小外大的结构。

（2）透气塞的形式、大小和布置尺寸

透气塞为铝质或铜质材料，有孔点式、缝隙式和梅花式等几种形式，主要规格有ϕ4mm、ϕ6mm、ϕ8mm和ϕ10mm。按透气塞的通气面积约为模腔的表面总面积的1%～2%估算，在100mm×100mm的模具面积上，若要安装ϕ8mm的孔点式排气塞（该排气塞上共有ϕ0.5mm的通气小孔共7个），约需均匀布置6～8个左右。但在选用和安装透气塞必须注意以下几点：

1）应考虑泡沫模的壁厚差别，调整透气塞的安装尺寸。例如壁厚大的型腔面，透气塞应布置得密实些，壁厚小的型腔面，排气塞应布置得松散些，以利于厚壁处多进蒸汽，好与薄壁处同步发泡融合成形。

2）在面对面的型壁上，排气塞的排列应彼此错开，以利于蒸汽在模腔中分布均匀。

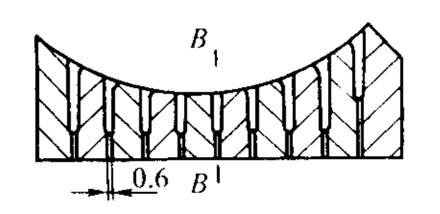
3）安装缝隙式透气塞应使各气塞的取向尽量一致，而且使缝隙方向顺着取模方向，以减少取模阻力；并有利于气塞与模具表面一同作抛光处理。

（3）开透气槽

对于分模面、拐角处以及进料口等处，可加工排气槽，来解决模具的透气问题。如电机壳模具模块，为保证散热肋尖端的圆满充填和成形，只能采用开透气槽的方法以加强透气（见图5.6-45）。

（4）采用透气材料

对于难以安装排气塞或开设气孔的局部部位，如弯曲螺旋型面，采用由粉末冶金方法制作的铜合金透气材料。该透气材料可用数控加工出型面，然后嵌入到模具中。



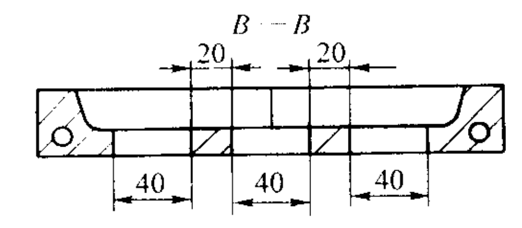


图 5.6-45 开透气槽

8 清洁化生产

清洁化生产已逐渐成为现代社会对企业的最基本要求。相对其他砂型铸造而言，消失模铸造的生产环境虽然有了很大的改善，但是实际生产中同样存在污染问题，主要表现在以下两点。

1）干砂容易扬起粉尘，如不加防止被工人吸入肺中容易引起矽肺病。消失模铸造中粉尘扬起的地点比较集中，主要是在填砂造型点和铸件翻箱落砂点。目前一般在此两处，采用通用的铸造除尘措施，如加强抽风除尘，就可以完全达到环保标准。

2）EPS 的热解产物苯乙烯、苯、甲苯等芳香烃类气体对工人身体健康是有害的，同时也污染旧砂，对铸件质量不利，容易引起铸件增碳缺陷，必须严格加以控制。

8.1 废气状况

表 5.6-28，表 5.6-29 为一典型的小批量消失模铸造生产车间（每天 7 炉 12 箱，产量 2 t 左右）各采样点的废气状况。由表可以看出，消失模铸造虽然产生了部分废气，但相对比较集中。如工人经常活动的浇注工位、造型工位及开箱落砂工位废气含量很低，远远少于 TJ36－1979 环境标准。废气主要集中由真空泵出气口排出。

表 5.6-28 负压消失模车间不同采用点废气浓度

$mg \cdot m^{-3}$

废气种类	浇注工位	造型工位	开箱落砂	真空泵排出口③	环境标准 (TJ36－1979)
苯	0.05	0.03	0.13	59.23	40
甲苯	微量①	微量	微量	30.74	100
乙苯	微量	微量	微量	0.07	无②
苯乙烯	微量	微量	微量	51.28	40

① 微量表示浓度小于 0.01 mg/m^3。
② 国家标准中暂时未列入乙苯的限制标准。
③ 排入废气扩散到周围气中一段时间的平均浓度。

表 5.6-29 真空泵排出管内通过废气的成分

$mg \cdot m^{-3}$

苯		甲苯		乙苯		苯乙烯	
最高	最低	最高	最低	最高	最低	最高	最低
7 810	310	900	170	100	未检出	2 947	440

8.2 废气处理方法

目前在消失模车间采用的废气处理方法主要有两种：一是直接燃烧法，一是催化燃烧法。前者结构简单，投资少，但净化效率低，燃烧的热量直接散失于大气中（见图 5.6-46）；后者净化效率高，起燃温度低，耗能少，但结构上增加了催化焚烧炉一次性投资、成本有所提高（见图 5.6-47）。对于环境要求越来越高的地区建议采用催化燃烧法。

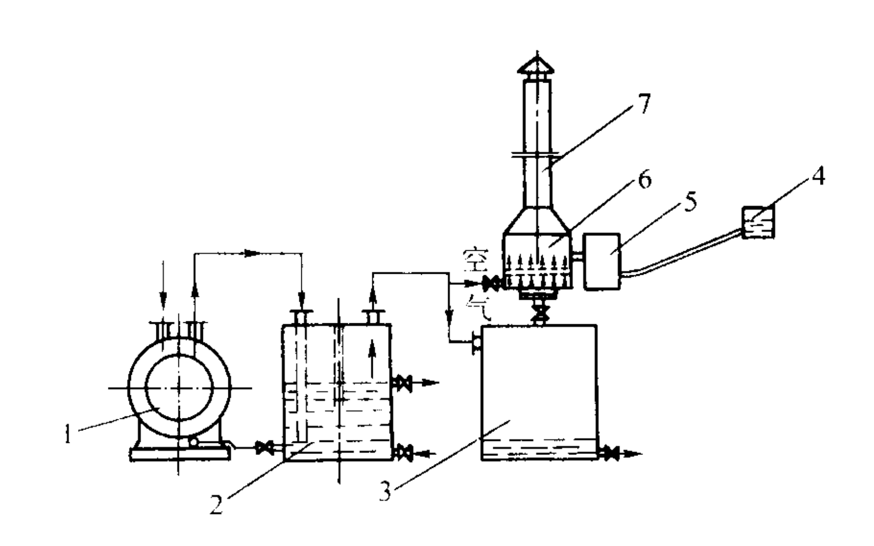


图 5.6-46 CX－WQ 尾气净化装置
1—水环式真空泵；2—汽水分离器；3—浓缩器；4—燃烧器；5—点火器；6—燃油箱；7—排气装置

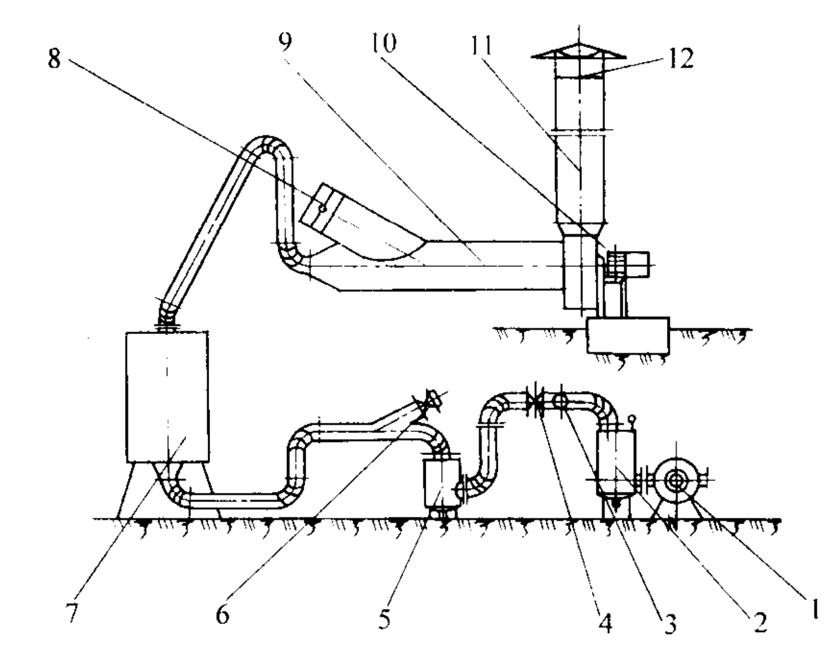


图 5.6-47 小排量催化燃烧设备流程图
1—水环真空泵；2—气水分离器；3—应急阀；4—废气截止阀；5—储气罐；6—新鲜空气阀；7—催化燃烧炉；8—冷却空气阀；9—进风管；10—风机；11—出风管；12—风帽

编写：吴志超（华中科技大学）

第 7 章　金属型铸造

1　概述

1.1　铸造原理

金属型铸造又称硬模铸造或永久型铸造，是在重力下将金属液浇入用金属材料制造的铸型中获得铸件的工艺方法。一副金属型可以反复浇注，少则几十次，多则数万次。低压铸造、压力铸造、真空吸铸等方法，虽然也使用金属型，但由于金属液不是在重力下充型，而是采用特殊的方式充型，故各自形成了单独的特种铸造方法。

金属型铸造既适用于批量生产形状较复杂的铝合金、镁合金等非铁合金铸件，也适合于生产钢铁金属的铸件、铸锭等。由于金属型铸造具有很多优点，故应用非常广泛。

1.2　工艺过程

金属型铸造工艺流程图如图 5.7-1 所示。

1.3　工艺特点

（1）优点

1）金属型的冷却速度快，铸件组织致密，力学性能比砂型铸件高 15%左右。

2）铸件尺寸精度高，表面粗糙度的值低，批量生产质量稳定性好，废品率低，工艺出品率高。

3）与砂型铸造相比，节省了型砂运输和型砂处理所需的财力和大量劳动力，减少了粉尘和有害气体的污染，劳动条件好。

4）易于实现机械化、自动化，生产效率高，技术容易掌握，便于生产管理。

（2）缺点

1）金属型的热导率和热容量大，浇注的液体金属很快结晶凝固，降低了充型能力，故对铸件的壁厚设计有一定要求，一般不小于 2mm。

2）金属型本身无透气性，必须采用一定的措施导出型腔中的空气和砂芯所产生的气体。

3）金属型无退让性，铸件凝固时容易产生裂纹和变形，不适用于热裂倾向大的合金。

4）金属型成本高，制造周期长。只有在大量、成批生产时，才能显示出好的经济效果。

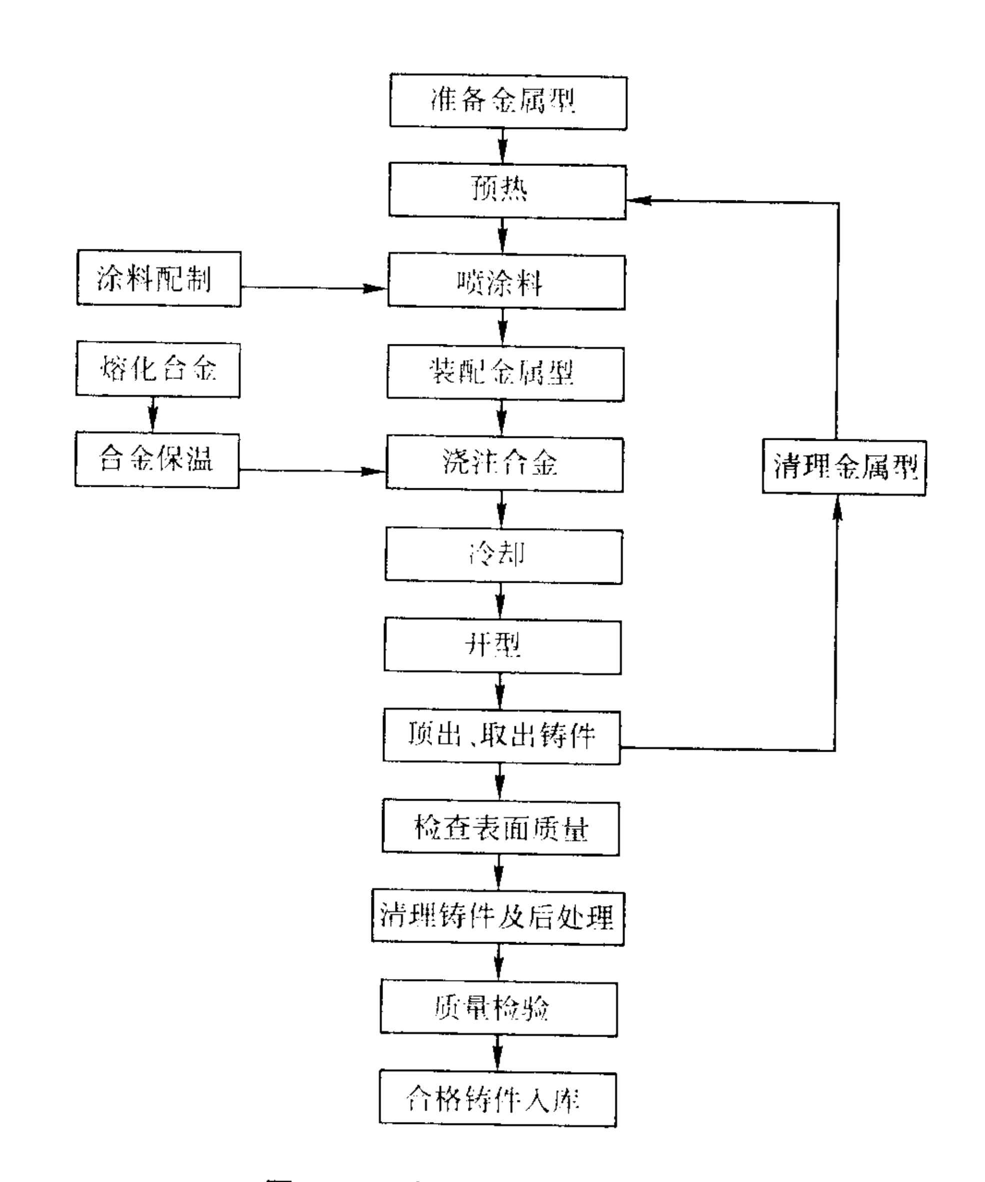


图 5.7-1　金属型铸造工艺流程图

表 5.7-1 给出了几种材料金属型铸造和砂型铸造力学性能的比较。

表 5.7-1　几种材料金属型铸造和砂型铸造力学性能比较

材料		金属型				砂型			
		抗拉强度 σ_b/MPa	断后伸长率 δ/%	硬度 HBS	冲击韧度 a_K/J·cm^{-2}	抗拉强度 σ_b/MPa	断后伸长率 δ/%	硬度 HBS	冲击韧度 a_K/J·cm^{-2}
灰铸铁		200 ~ 250	170 ~ 220	—	—	180 ~ 200	150 ~ 180	—	—
球墨铸铁		450 ~ 550	13 ~ 18	170 ~ 220	—	400 ~ 500	10 ~ 15	170 ~ 220	—
铸钢		580	21	182	72	550	19	168	50
高锰钢		789	—	—	—	707	—	—	—
铝合金	ZL101（T4）	235	15.3	73	—	229	9.8	73	—
	ZL105（T5）	357	4.4	120	—	345	1.9	120	—

1.4　应用范围

1）合金种类　除某些热裂倾向大的合金外，所有的常用铸造合金都可以用金属型铸造，其中以铝、镁合金应用最广。

2）铸件形状和大小　一般金属型适用于铸造不太复杂的中小型零件。铸造非铁合金可以铸造较复杂的零件，如气冷式发动机的气缸盖、液压泵壳体、各种机匣等；钢铁金属只能铸造简单零件。铝、镁合金铸件重量一般可从几十克到几十千克；钢铁金属铸件从几千克到几百千克。

3）尺寸精度和表面粗糙度　按 GB/T 6414—1999，金属型铸件的尺寸精度一般为 CT8 ~ CT10 级，铝、镁合金铸件的尺寸精度为 CT7 ~ CT9；表面粗糙度一般为 R_a = 12.5 ~ 6.3 μm，最高可达 R_a = 3.2 μm。

4）生产规模 一般只有成批或大量生产时采用。在航空工业中有时因铸件质量要求高，可不受生产批量的限制。

表 5.7-2～表 5.7-5 给出金属型铸件应有的生产批量及一般要求。

表 5.7-2 金属型铸件应有的批量

铸件类型		一般应具有的批量/件
小而不复杂的		300～400
中等复杂的		300～5 000
复杂的		5 000～10 000
当使用不需加工的金属型时	小件	200～400
	大件	50～200
特殊要求铸件		根据力学性能的需要，不受限制

注：对于年生产批量不大，但每年都需生产的铸件，也可考虑应用金属型铸造。

表 5.7-3 金属型铸件重量、尺寸精度、表面粗糙度

项目			数据
铸件重量	铸铁件	一般	数千克至 100 kg 左右
		最重	曾铸过达 3 t 的铸件
	铸钢件	一般	数千克至 100 kg 左右
		最重	曾铸过达 5 t 的铸件
	非铁合金	一般	数十克到几十千克
		最重	超过 200 kg 的铸件较少见
	铜合金铸件		数百克至几十千克
铸件精度	按国标 GB/T 6414—1999		一般为 CT8～CT10 级、轻合金为 CT7～CT9 级
铸件表面粗糙度	一般		$R_a = 12.5 \sim 6.3\ \mu m$
	最高		$R_a = 3.2\ \mu m$

注：铸件重量一栏中不包括使用金属型铸造的轧辊及钢锭。

表 5.7-4 金属型铸件内孔的最小尺寸 mm

铸造合金	孔的最小直径 d	孔深	
		不通孔	通孔
铸钢	>12	>15	>20
铸铁	>12	>15	>20
锌合金	6～8	9～12	12～20
镁合金	6～8	9～12	12～20
铝合金	8～10	12～15	15～25
铜合金	10～12	10～15	15～20

表 5.7-5 金属型铸件最小壁厚 mm

铸件外廓尺寸	铸钢件	灰铸铁件（含球墨铸铁件）	可锻铸铁件	铝合金铸件	镁合金铸件	铜合金铸件
<70×70	5	4	2.5～3.5	2～3	—	3
70×70～150×150	—	5	—	4	2.5	4～5
>150×150	10	6	—	5	—	6～8

2 铸件工艺设计

2.1 基准面的选择

基准面决定铸件各部分相对的尺寸位置。所以选择铸造基准面时，必须和铸件机械加工基准面统一，其选择原则为：

1）非全部加工的铸件，应尽量取非加工面作为基准面。因为加工面在加工过程中，尺寸会因加工而变动，所以可能造成铸件相对尺寸位置的变动；而且铸件经过加工后，去掉的加工余量也不便于检查。

2）采用非加工面作基准面时，应该选尺寸变动小、最可靠的面作基准面。最好不选用活块形成的铸件表面作为基准面。

3）基准面应平整和光洁，不应有残余浇冒口、毛刺、飞翅等。

4）全部加工的零件，应选加工余量最小的面作为基准面，以保证机械加工时不致因加工余量不够而造成废品。

5）为了便于检验尺寸，应选择较大的平面作为基准面，不采用曲面或有铸造斜度的面作为基准面。

图 5.7-2 是基准面选择的实例。图中活塞尾部选为基准面，已用基准线标出。

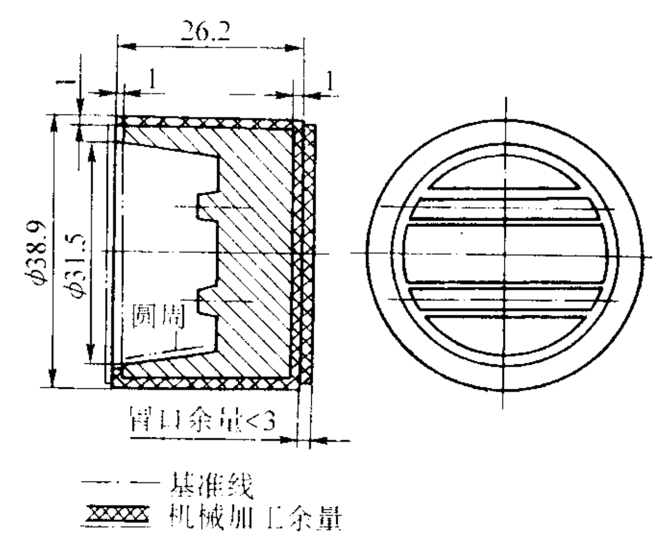


图 5.7-2 活塞铸件图

2.2 铸件在金属型中的位置（见表 5.7-6）

表 5.7-6 铸件在金属型中的位置

选择原则	图例	
	不合理	合理
便于安放浇注系统，保证合金液平稳充满铸型		
便于合金顺序凝固，保证补缩		
使型芯（或活块）数量最少、安装方便、稳固、取出容易		

续表 5.7-6

选择原则	图例	
	不合理	合理
力求铸件内部质量均匀一致，盖子类及碗状铸件可水平安放		
便于铸件取出，不致拉裂和变形		

2.3 分型面的选择（见表 5.7-7）

表 5.7-7 分型面的选择原则

选择原则	图例	
	不合理	合理
简单铸件的分型面应尽量选在铸件的最大端面上		
分型面应尽可能地选在同一个平面上		
应保证铸件分型方便，尽量少用或不用活块		
分型面的位置应尽量使铸件避免做铸造斜度，而且很容易取出铸件		
分型面应尽量不选在铸件的基准面上，也不要选在精度要求较高的表面上		
应便于安放浇冒口和便于气体从铸型中排出		

2.4 铸件工艺性设计

(1) 铸件工艺性设计原则

铸件工艺性设计应在尽量满足产品结构要求的前提下，通过调整机械加工余量、增大铸造斜度、增加工艺余量和工艺肋及工艺凸台等方法，使铸件结构更加合理，从而获得优质铸件。其设计原则为：为了简化金属型结构，零件中某些需要机械加工的小孔（如螺纹孔、安装孔等）一般不铸出来，但当不便于设置冒口补缩时，有些小孔也应铸造出来，以加快厚大部位的冷却速度，避免产生缩松；为了便于设置冒口以对整体铸件进行补缩，有些大孔也可以不铸出；为了防止铸件在生产过程中变形，对一些Π形铸件应增加防变形肋，待最后工序加工去掉；对于加工过程中装卡定位性差的铸件，可以根据需要设计定位装卡凸台，其位置应有利于铸件补缩；在不影响产品性能的前提下，可以局部加大铸造斜度，避免设计活块。

(2) 铸件工艺性设计参数的选择

1) 加工余量　与砂型铸件相比，金属型铸件的加工余量可以适当减少。其选择原则为：零件尺寸精度要求高、表面粗糙度值要求低的加工面，应给予较大的加工余量；加工面越大，加工余量应越大；加工面距加工基准面越远，加工余量应越大；铸件用砂芯形成的表面，应比用金属芯形成的表面的加工余量大；浇冒口开设的加工面应给予较大的加工余量。

2) 工艺余量　工艺余量是指超过机械加工余量的部分。工艺余量根据铸件实际结构情况确定，应保证铸件顺序凝固。

3) 铸件尺寸公差　一般按照 GB/T 6414—1999 确定，特殊要求由供需双方协商确定。

4) 铸造圆角　铸造圆角半径 R（mm）一般可以按式(5.7-1) 计算：

$$R = \frac{\delta + \delta'}{4} \sim \frac{\delta + \delta'}{6} \tag{5.7-1}$$

式中，δ、δ'为铸件相邻壁的厚度，mm。

5) 铸造斜度　铸件铸造斜度的大小，与铸件表面和金属型间的相对位置有关。凡是在铸件冷却时与金属型表面有脱离倾向的面，应给予较小的铸造斜度；凡是铸件冷却时趋向于包紧金属型或芯的面，应给予较大铸造的斜度。例如铸件的凹进部分以及孔的铸造斜度应较大，一般可取 2°～7°（对不加工表面可取 2°～3°；加工表面可取 3°～7°）。

对于铸件尺寸要求精确的非加工面，若不允许有铸造斜度时，可考虑改变分型面、或使用金属活块、以及采用砂芯等方法来解决。

各种合金铸件的金属型铸造斜度，一般可参考表 5.7-8 选择：

表 5.7-8 各种合金铸件金属型铸造斜度

铸件表面位置	铝合金	镁合金	铸铁	铸钢
外表面	0°30′	≥1°	1°	1°～1°30′
内表面	0°30′～2°	≥2°	>2°	>2°

(3) 铸件图的绘制

绘制铸件图的过程就是铸造与零件设计、机械加工等部门将铸件的基准面、加工余量、铸造斜度等铸造工艺因素及技术要求，以图加以说明，并经多方会签确定的过程。铸件图既是设计、制造金属型和铸件验收的技术依据，也是机械加工、设计制造工装夹具的技术文件之一。例如，图 5.7-3 为叶轮零件图；图 5.7-4 为叶轮铸件图。

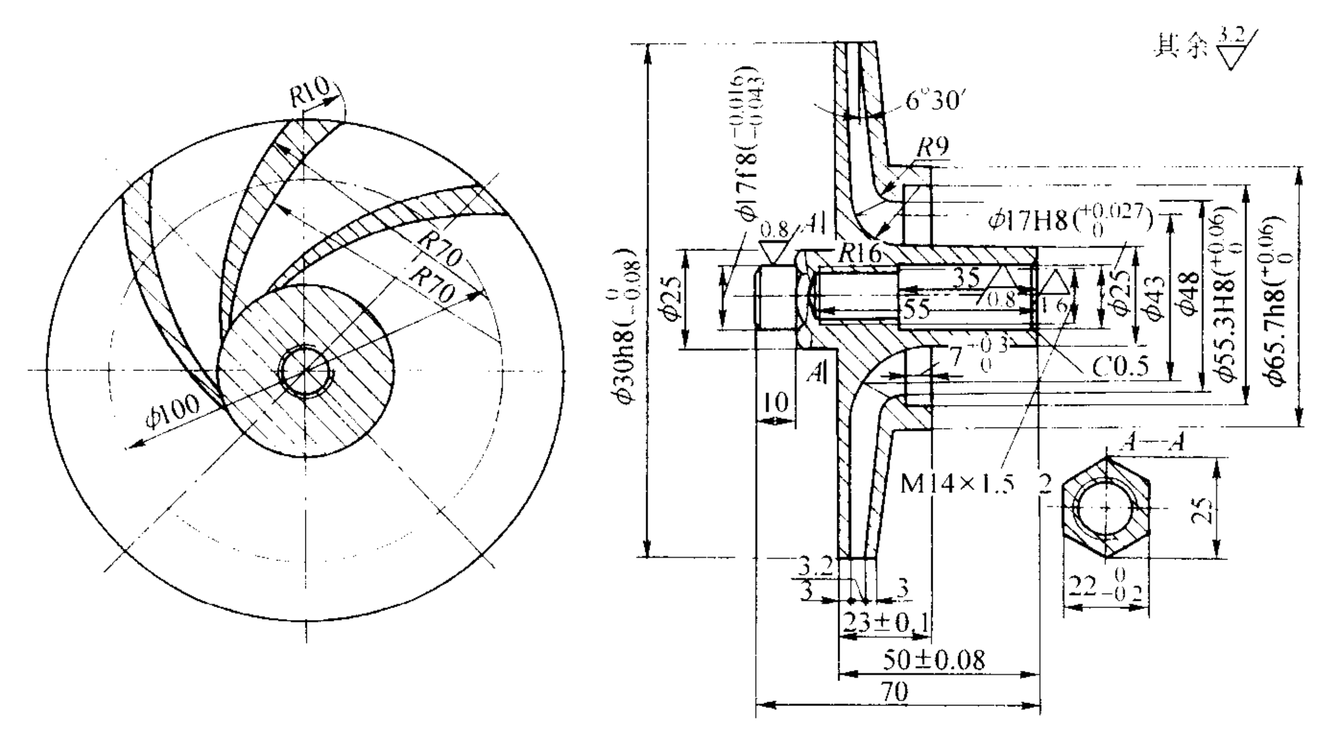


图 5.7-3　叶轮零件图

技术要求：1. 叶轮流道内应去除焦砂、毛刺。
2. 静平衡校验，外径处不平衡允差为 1g。
3. φ55.3H8、φ65.7H8、φ17f8、φ130h8、M14×1.5 对 φ17H8 同轴度允差 0.02 mm。
4. φ17H8 端面对轴线垂直度允差 0.01 mm。

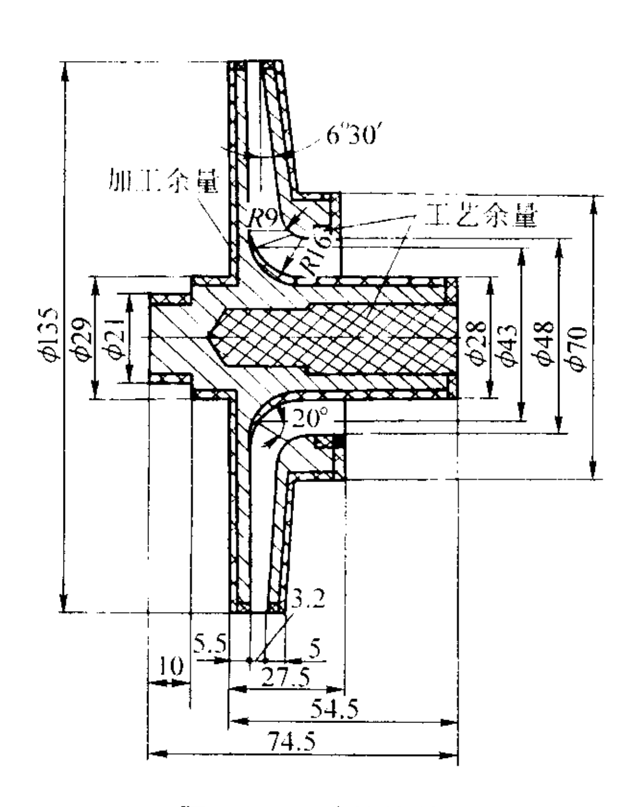


图 5.7-4　叶轮铸件图

技术条件：1. 叶轮流道内应去除焦砂、毛刺。
2. 铸件不允许有缺肉、冷隔、缩孔等铸造缺陷。
3. 允许有自公称尺寸向外铸出的 5°铸造斜度。

2.5　浇注系统

（1）浇注系统的设计原则

金属型浇注系统的设计可以参照砂型铸造采用的方法，但应考虑金属型铸造冷却速度快、排气条件差、浇注位置受到限制等特点，其原则如下。

1）浇注系统尺寸的大小应保证金属液在规定的时间内能良好地充填金属型，尽量避免产生紊流，以防止卷气和渣。

2）金属液的引入位置应使金属液平稳流入型腔，尽量不冲击型芯和型壁，避免产生涡流和飞溅，并利于金属型型腔中气体的排除。

3）铸型的热分布应合理，有利于铸件顺序凝固，以便于铸件得到充分的补缩。

4）浇注系统结构设计应简单、体积小，在保证铸件质量的前提下，金属液消耗量应最少，并且便于铸型开合、取件及从铸件上清除浇冒口。

（2）浇注系统的形式及热分布（见表 5.7-9）

（3）浇注系统的组成部分

1）浇口杯　浇口杯接受和储存一定量的金属液，同时起到缓冲和浮渣的作用。其形式见表 5.7-10。常用金属型浇口杯形状及尺寸见图 5.7-9～图 5.7-10 和表 5.7-11～表 5.7-12。

表 5.7-9　浇注系统的形式

形式	图　例	特点与应用
顶注式		铸型热分布有利于补缩（见图 5.7-5），金属液消耗量少，浇道结构简单，制造方便 金属液充填型腔时易产生飞溅，不利于排气，铸件易产生氧化夹渣等缺陷 适用于矮而简单的铸件。高度超过 100 mm 的铝、镁合金铸件宜采用倾斜浇注，倾斜角度为 30°～50°
中注式		金属液流动比顶注式平稳，能获得比底注式较合理的热分布（见图 5.7-6），但不能完全避免产生飞溅和涡流 适用于高度较高又不便于采用底注式的铸件

续表 5.7-9

形式	图例	特点与应用
底注式		金属液由下而上平稳地充填铸型，有利于排气、排渣。热分布不利于金属液顺序凝固（见图 5.7-7） 广泛应用于各种尺寸的铸件，为了克服热分布不合理产生的缺陷，可以采取增加工艺余量使铸件上厚下薄；从顶冒口中补充金属液；控制金属型的涂料厚度
缝隙式		金属液由下而上逐步充填铸型，流动平稳，挡渣排气条件好，金属型的热分布合理（见图 5.7-8） 铸件结构受到限制，金属液消耗量多，切割、清理浇口费工 适用于质量要求较高的铸件

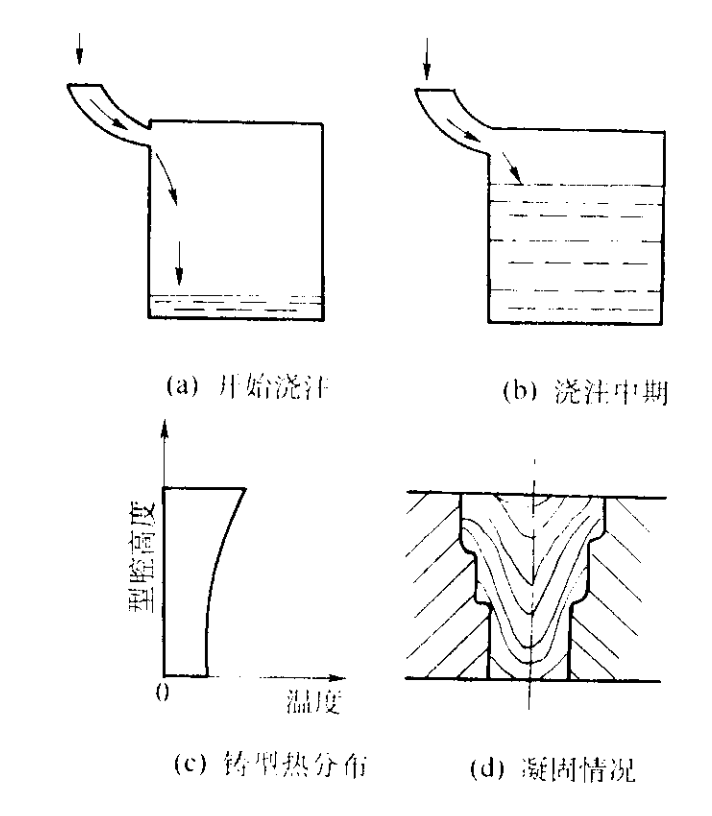


图 5.7-5　顶注式浇注系统的充型过程及热分布

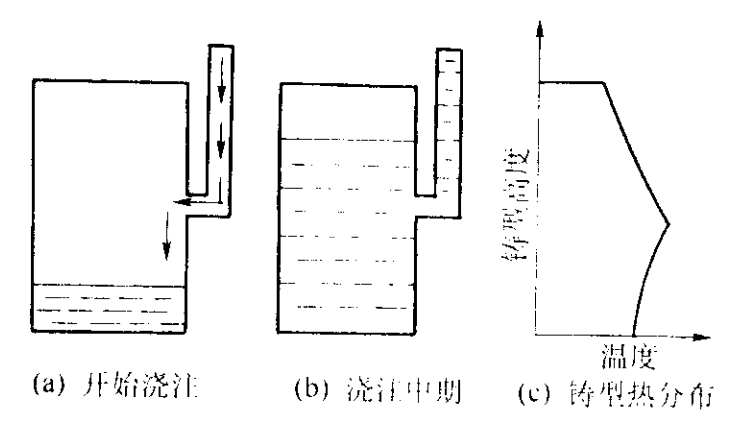


图 5.7-6　中注式浇注系统的充型过程及热分布

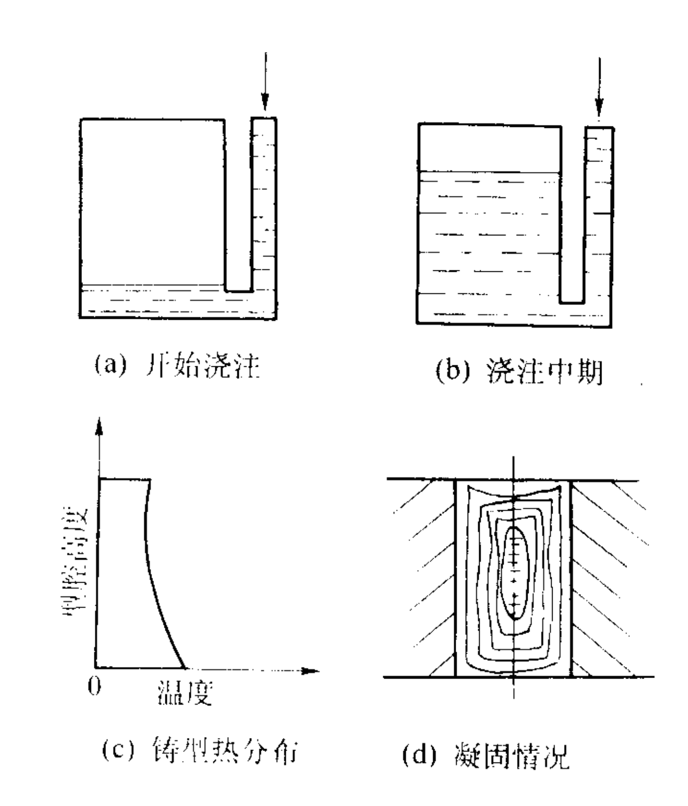


图 5.7-7　底注式浇注系统的充型过程及热分布

2）直浇道　金属型铸造的直浇道形式主要有垂直、倾斜和蛇形等，其形状和截面分别见图 5.7-11 和图 5.7-12。倾斜直浇道的斜角及蛇形浇道的曲折数分别见表 5.7-13 和表 5.7-14。

设计直浇道时应注意：直浇道一般应设计成封闭式；不带浇口杯的直浇道，上部喇叭口直径最好不小于 $\phi 30$ mm；直浇道超过 150 mm 时应采用倾斜浇道，但高度不应超过 250 mm；当直浇道高度超过 250 mm 时，改用蛇形，并用集渣包代替横浇道；直浇道的截面形状最好是圆形，截面直径不应超过 25 mm；对于大型铝合金铸件，可将一个大截面的直浇道分散成 2～3 个截面较小的直浇道。

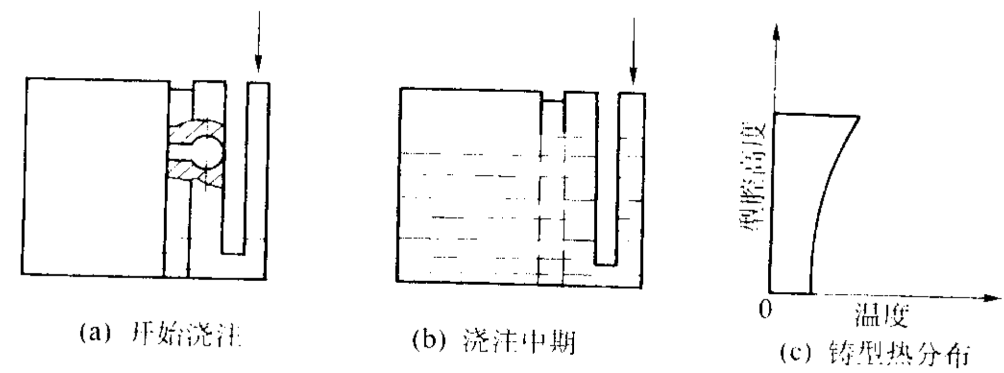
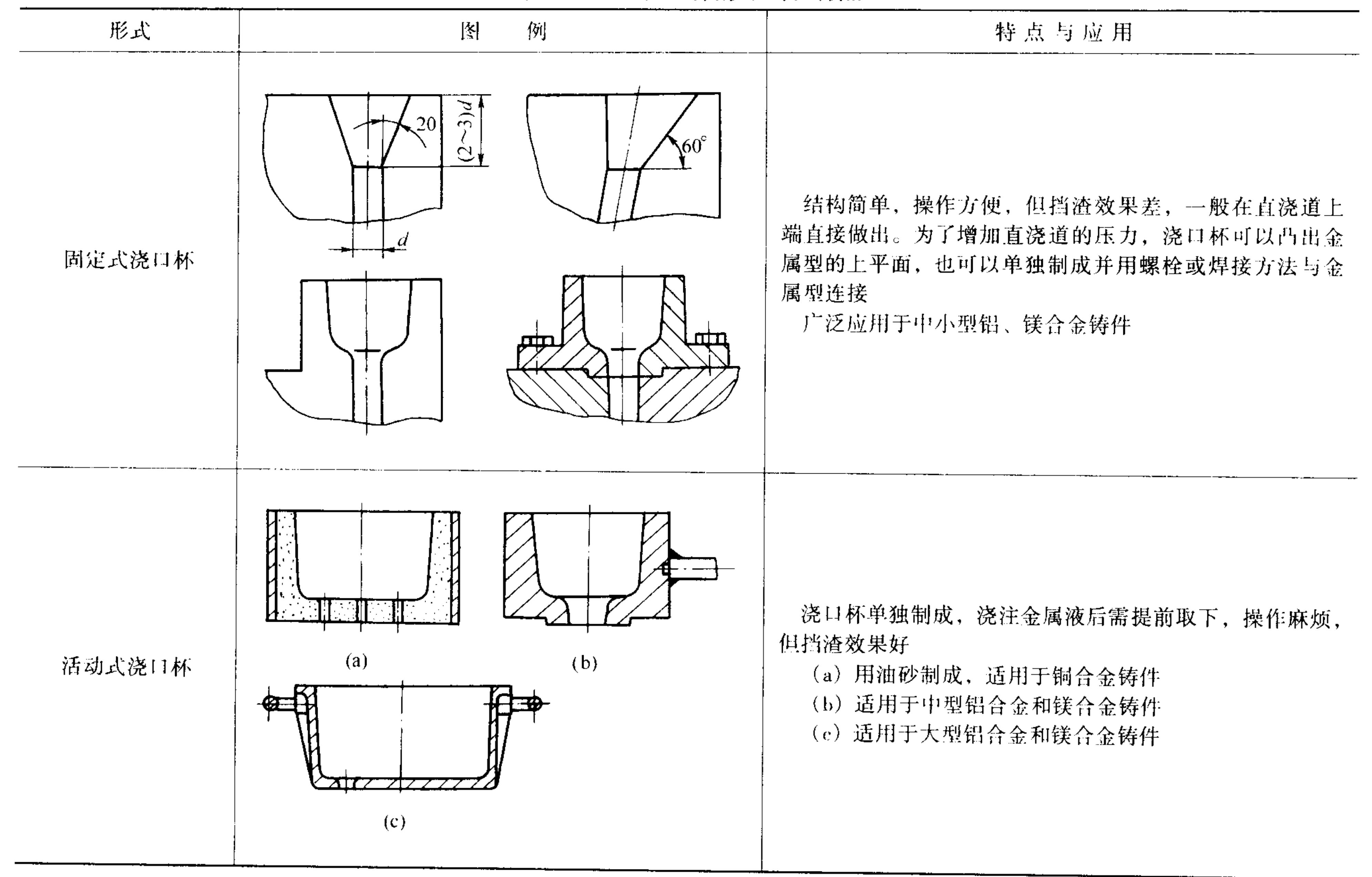


图 5.7-8　缝隙式浇注系统的充型过程及热分布

表 5.7-10　浇注杯的形式和特点



形式	图例	特点与应用
固定式浇口杯		结构简单，操作方便，但挡渣效果差，一般在直浇道上端直接做出。为了增加直浇道的压力，浇口杯可以凸出金属型的上平面，也可以单独制成并用螺栓或焊接方法与金属型连接 广泛应用于中小型铝、镁合金铸件
活动式浇口杯	(a)　(b)　(c)	浇口杯单独制成，浇注金属液后需提前取下，操作麻烦，但挡渣效果好 (a) 用油砂制成，适用于铜合金铸件 (b) 适用于中型铝合金和镁合金铸件 (c) 适用于大型铝合金和镁合金铸件

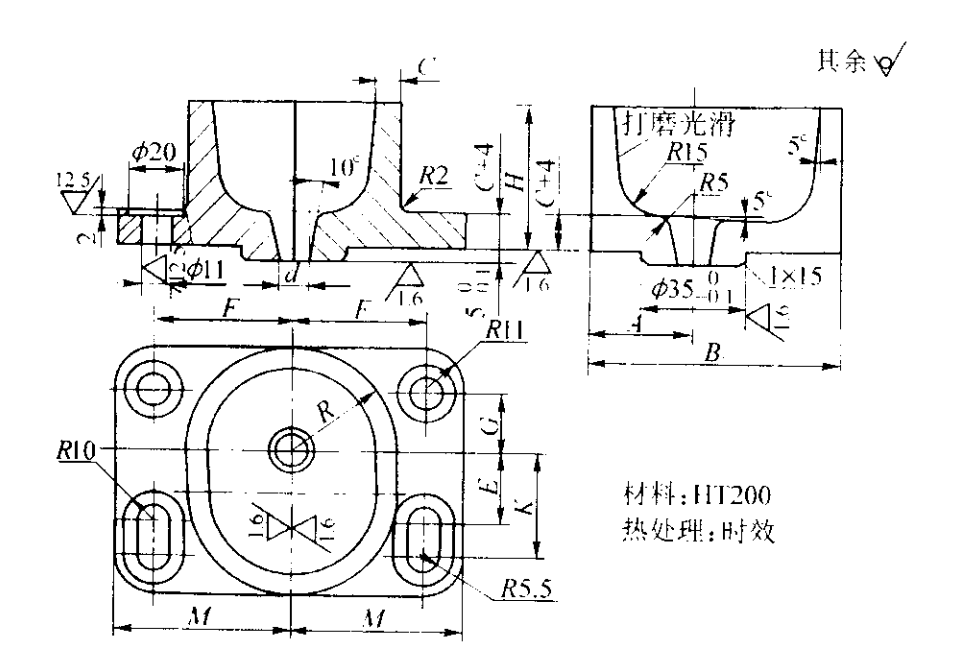


图 5.7-9　固定式浇口杯（适用于中小型铸件的金属型）
材料：HT200　热处理：时效

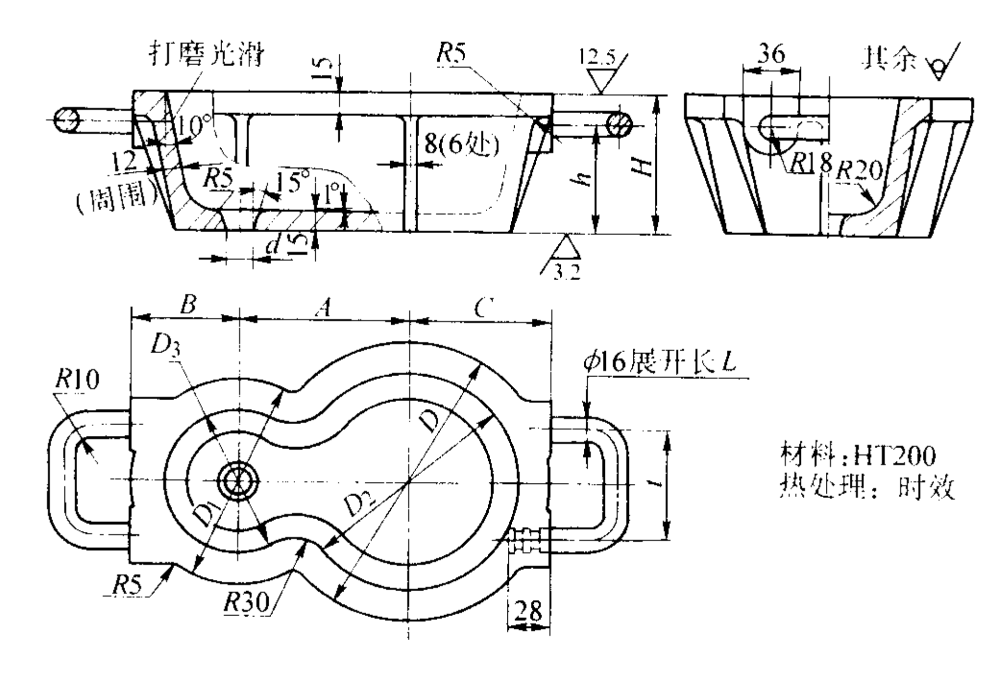


图 5.7-10　活动式浇口杯
（适用于大中型铸件，特别是铝、镁合金铸件的金属型）
材料：HT200　热处理：时效

表 5.7-11　固定式浇口杯尺寸（见图 5.7-9）　mm

浇口杯容量/L	d	A、R	B	C	G	E	K	M	H	F
0.1	10	35	85	8	20	25	37	58	50	45
0.15	12	40	95	10	25	30	42	65	55	52
0.2	15	45	110	12	30	35	50	71	60	58
0.35	18	50	130	12	35	45	60	78	70	65
0.5	20	55	150	12	40	55	75	88	80	72

表 5.7-12　活动式浇口杯尺寸（见图 5.7-10）mm

浇口杯容量/L	d	A	B	C	D	L	D_1	D_2	D_3	H	h	t
1.2	16	105	65	90	180		130	140	90	90	70	
2	20	120	75	100	200		150	160	110	105	85	
3	30	150	85	110	220		170	180	130	125	90	
5	40	180	95	120	240		190	200	150	150	110	

3）横浇道　横浇道起缓冲、稳流和挡渣的作用，并将直浇道的金属液分配给内浇道。除底注式外，一般不设置横浇道，而设计不同形状的直浇道，或直浇道下设置集渣包取代横浇道。横浇道设计见表 5.7-15。

4）内浇道　内浇道直接与铸件相连，控制金属液流动的速度和方向，与铸件质量密切相关。设计内浇道时必须考虑其位置、形状、尺寸和热量分布，使金属液流动平稳，见

表 5.7-16。

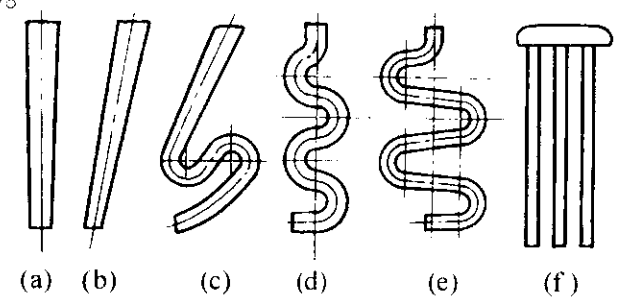


图 5.7-11 直浇道的形状

(a) 垂直浇道；(b) 倾斜浇道；(c) 倾斜弯转浇道；(d)、(e) 蛇形浇道；(f) 片状浇道

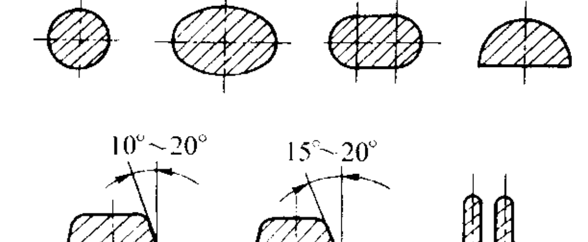


图 5.7-12 直浇道截面

表 5.7-13 直浇道倾斜角

浇道高度/mm	斜度/(°)
≤100	>15
>100~200	<15~10
>200~300	<10~5
>300~500	<5

表 5.7-14 蛇形直浇道的曲折数

铸造合金	曲折数 / 浇道横截面积/cm²	直浇道高度/mm 300	400	500	600	700	800
铝合金	1~3	2	3	4	5	6	7
	>3~8	1	2	3	4	5	6
	>8~10	1	2	3	3	4	5
镁合金	1~2	3	4	6	7	8	10
	>2~3	3	4	5	7	8	9
	>3~4	2	4	5	6	8	9
	>4~5	2	3	5	6	7	9
	>5~7	2	3	4	6	7	8
	>7~10	2	3	4	5	6	7

表 5.7-15 横浇道设计

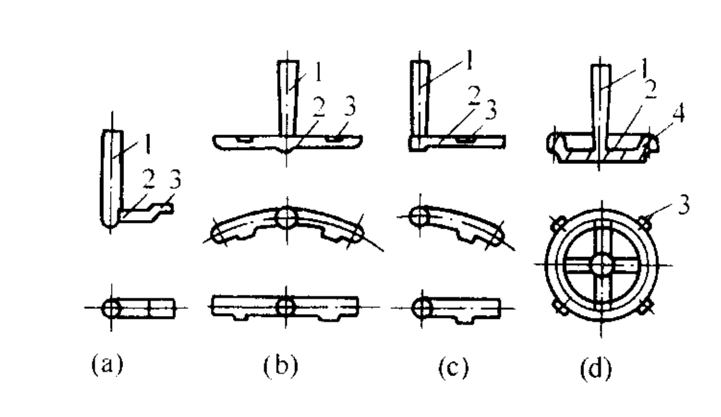
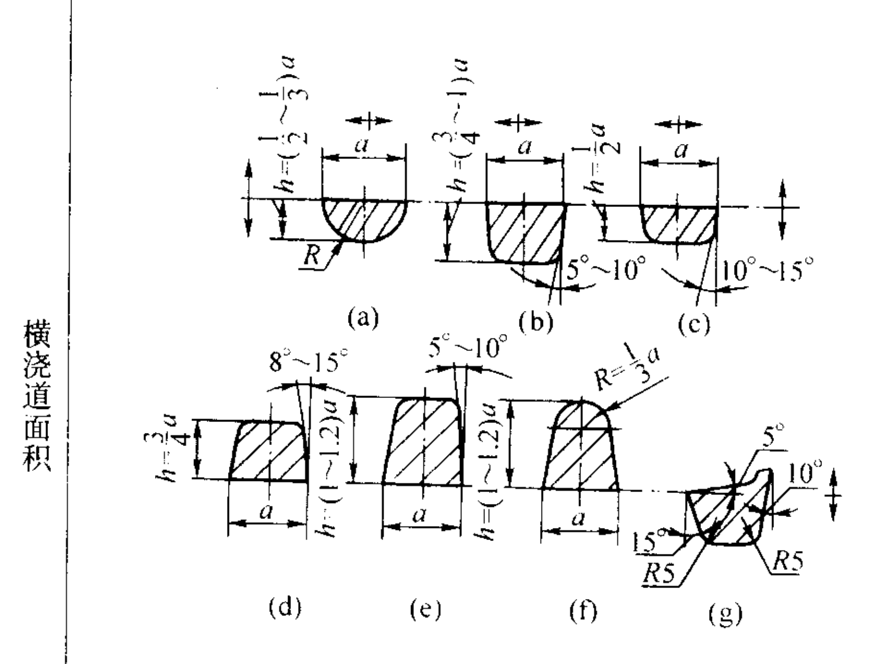
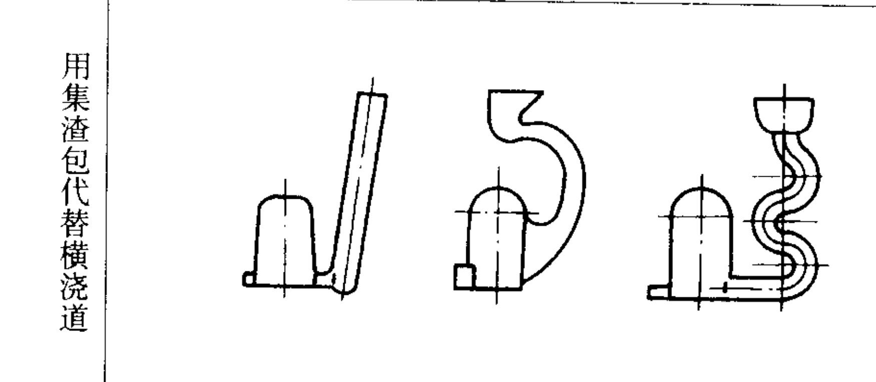
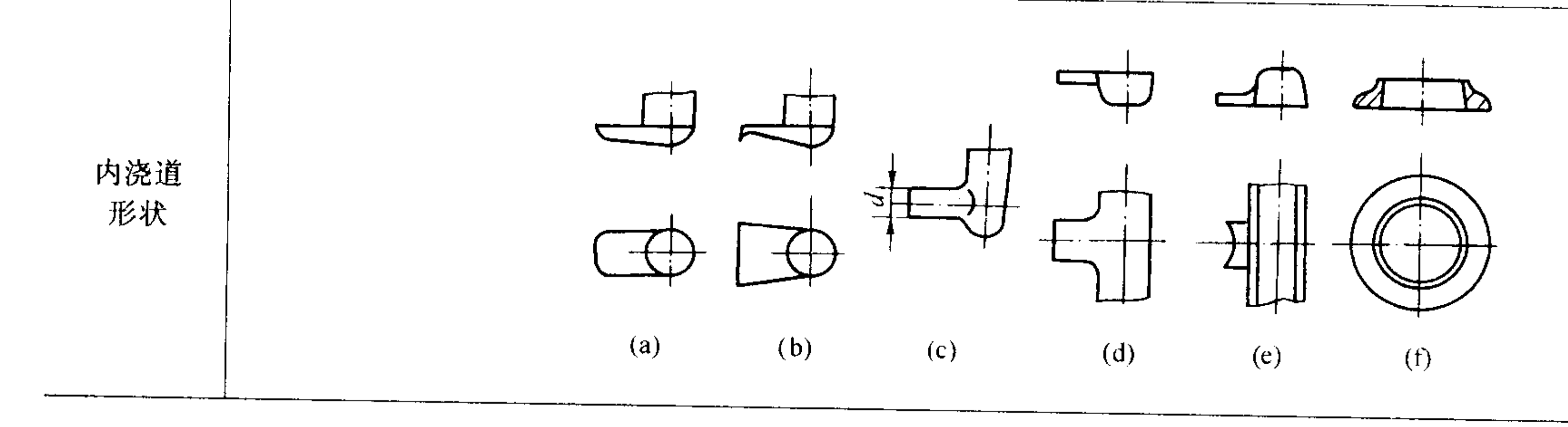
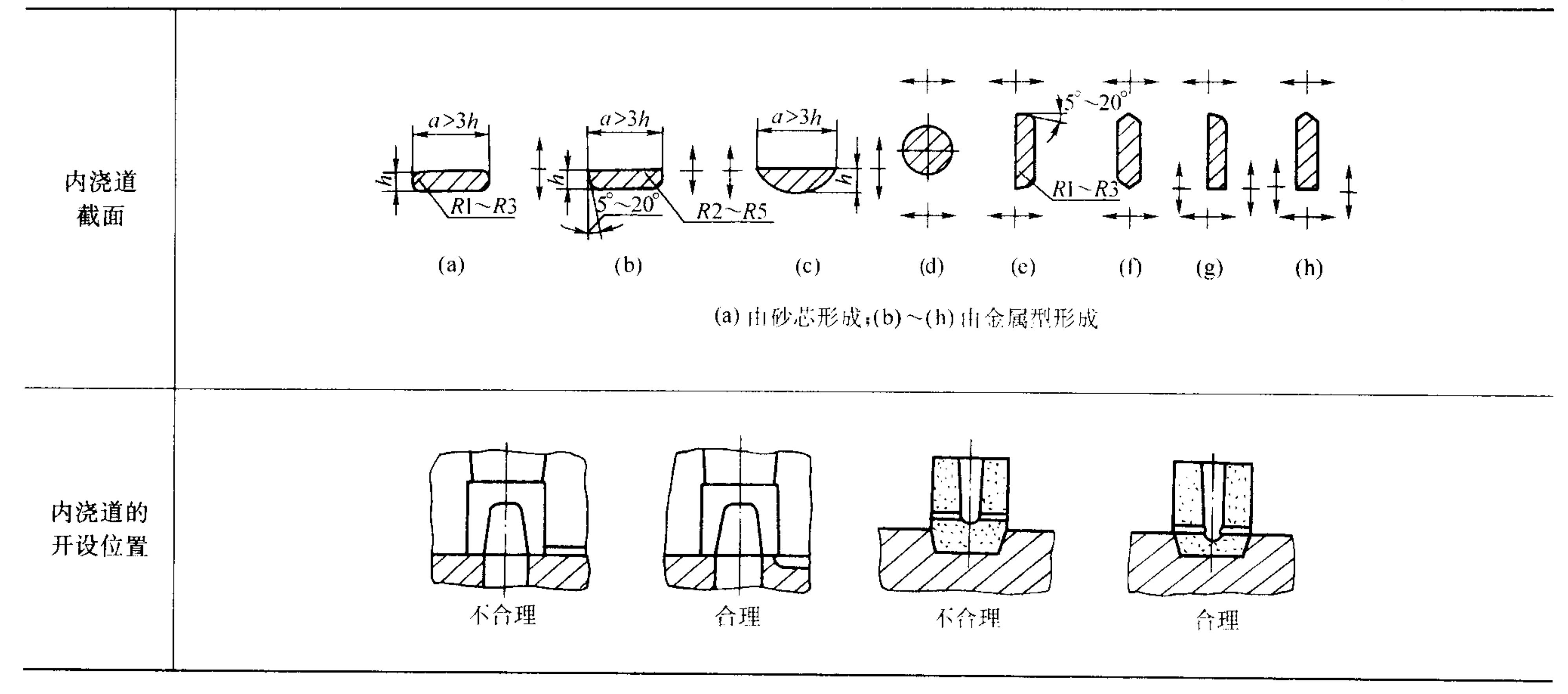
横浇道形状	 (a)、(b)、(c) 适用于垂直分型；(d) 适用于水平分型；1—直浇道；2—横浇道；3—内浇道；4—集渣包
横浇道面积	 (a)、(b)、(c) 适用于垂直分型；(d)、(e)、(f) 适用于水平分型；(g) 适用于环形横浇道
用集渣包代替横浇道	

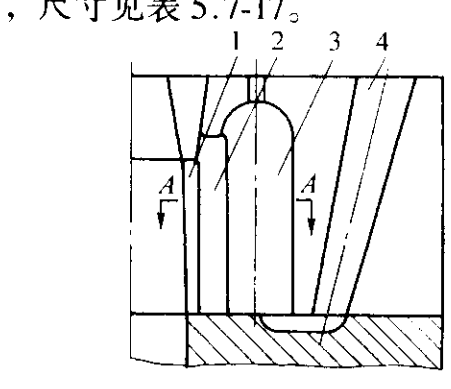
表 5.7-16 内浇道设计

内浇道设计要点	1) 内浇道应比横浇道设计得扁平一些，并均匀地分布于铸件各特殊部位，力求使金属液流动平稳 2) 内浇道的厚度一般应为相连铸件壁厚的50%~80%。对薄壁铸件，可比铸件壁厚小2mm左右 3) 内浇道的宽度一般为内浇道厚度的3倍以上。为使热分布合理，开在铸件薄壁部位的内浇道，可从多处引入，并且宽厚比越大，铸型热分布越均匀 4) 内浇道长度：小型铸件为10~20mm；中型铸件为20~40mm；大型铸件为30~60mm。内浇道过长会加大金属型尺寸，并且易降低金属液温度，影响充型；过短会造成铸件过热并导致产生缩松
内浇道形状	

续表 5.7-16

内浇道截面	
内浇道的开设位置	

5）缝隙浇道　缝隙浇道一般由直浇道、横浇道、立筒和缝隙组成，如图 5.7-13 所示。热分布有利于顺序凝固，金属液流动平稳，尺寸见表 5.7-17。



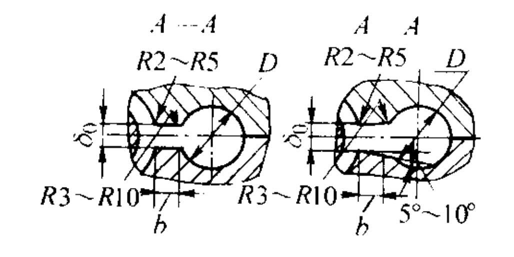


图 5.7-13　缝隙浇道尺寸

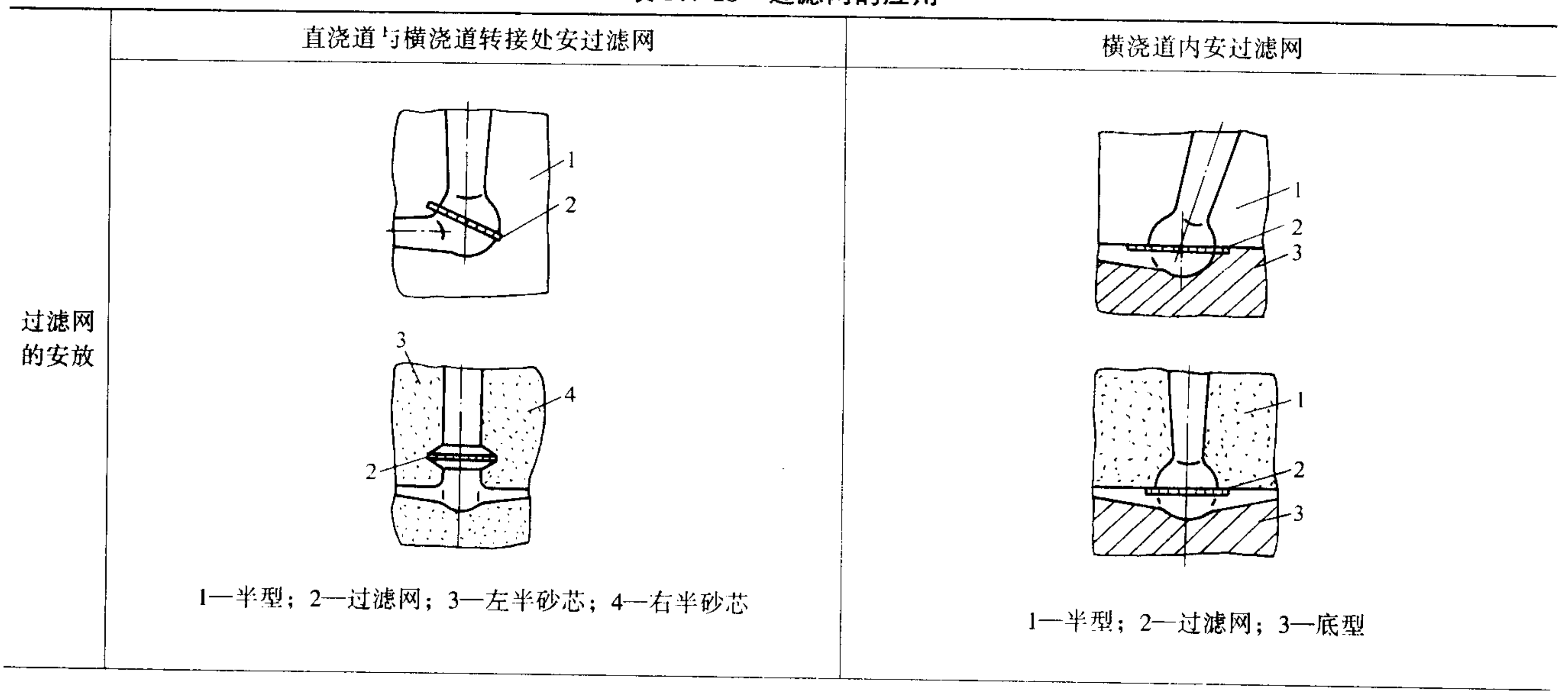
1—型腔；2—缝隙浇道；3—立筒；4—直浇道

6）过滤网　为了获得优质铸件，设计浇注系统时必须考虑设置过滤网。其应用见表 5.7-18。

表 5.7-17　缝隙浇道的尺寸（见图 5.7-13）　mm

铸件壁厚 δ	缝隙厚度 δ_0			缝隙宽度 b	立筒直径 D
	板状铸件	筒状零件			
		立筒仅起集渣作用 $A-A$ 左	立筒起集渣及侧冒口的作用 $A-A$ 右		
4	3	3	4 ~ 6	10 ~ 12	20 ~ 30
5	4	4	5 ~ 7	12 ~ 16	20 ~ 30
6	4 ~ 5	4 ~ 5	6 ~ 9	14 ~ 18	20 ~ 30
7	5 ~ 6	5 ~ 6	7 ~ 10	16 ~ 20	30 ~ 40
8	6 ~ 7	6 ~ 7	8 ~ 12	18 ~ 24	30 ~ 40
9	7 ~ 8	7 ~ 8	9 ~ 13	20 ~ 26	35 ~ 45
10	8 ~ 9	8 ~ 9	10 ~ 14	22 ~ 30	35 ~ 45
12	9 ~ 10	9 ~ 10	12 ~ 15	24 ~ 32	40 ~ 50
15	10 ~ 12	10 ~ 12	15 ~ 20	26 ~ 35	40 ~ 60
20 ~ 30	12 ~ 15	12 ~ 15	20 ~ 25	28 ~ 40	50 ~ 70

表 5.7-18　过滤网的应用

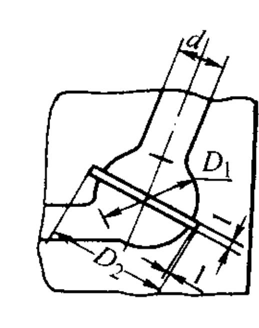


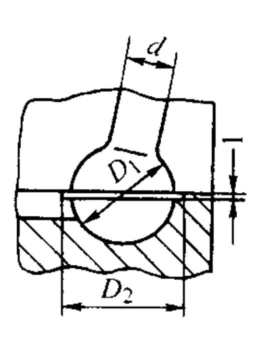
	直浇道与横浇道转接处安过滤网	横浇道内安过滤网
过滤网的安放	1—半型；2—过滤网；3—左半砂芯；4—右半砂芯	1—半型；2—过滤网；3—底型

续表 5.7-18

类别	形状	D/mm	厚度/mm	有效面积/cm^2
薄钢板冲压制过滤网	$\phi 2.4$（布满） 3.8 2.2 D	30 35 40	0.3	1.91 2.60 3.40
		50 60 80 90 100	0.5	5.32 7.65 13.60 17.22 21.25

金属型中过滤网安装部位的设计





d/mm	D_1/mm	D_2/mm	过滤网直径/mm
10	20	32	30
12	26	32	30
14	30	37	35
16	33	37	35
18	36	42	40
20	42	47	45
22	46	52	50
24	50	62	60

类别	项目	指标	数值
高强度陶瓷纤维过滤网	应用	不仅适用于铝合金等非铁合金，也可用于钢铁金属（如灰铸铁，球墨铸铁等）	
	技术性能	熔点/℃	1 750
		工作温度/℃	1 450
		持续工作时间/min	≤10
		常温抗拉强度/MPa·（4根）$^{-1}$	>78.45
		发气量/$m^3 \cdot g^{-1}$	<30
	规格	面积（长/mm）×（宽/mm）	150×300
		网厚/mm	0.35
		网孔/mm	1.5×1.5
		孔隙率/%	55
	使用注意	过滤网可用剪刀裁成所需要的尺寸和形状，置于浇道分型面上或和集渣包结合使用，其尺寸应大于相应处直径尺寸 20~30 mm。过滤网不可斜向拉扯，以免损坏	

（4）浇注系统的计算

确定浇注系统各截面的尺寸是十分复杂的问题，与许多因素有关，如合金性质、铸件结构、铸造工艺、浇注温度等。浇注系统的计算公式、图表很多，但计算结果往往需要通过实际进行修正。浇注系统的尺寸计算见表 5.7-19。

表 5.7-19　金属型铸造浇注系统尺寸计算

浇注系统计算方法	1）用砂型铸造浇注系统的计算方法，确定各截面的尺寸，但计算时需将浇注时间较砂型减少 20%~40% 2）根据金属液流入型腔时平均上升速度计算： 根据实际经验，金属液在金属型中平均上升速度 $v_{平升}$（cm/s）可由下式决定： $$v_{平升}=\frac{3}{\delta}\sim\frac{4.2}{\delta}$$ 式中，δ 为铸件平均壁厚，mm

续表 5.7-19

浇注系统计算方法	则浇注时间 t（s）由下式决定： $t=\dfrac{h}{v_{平升}}$ 式中，h 为金属型型腔的高度，cm 金属液在浇道内的流速，取决于铸件的重量、金属的密度、浇注时间和浇道最小截面积： $v_{浇平}=\dfrac{G}{\rho t A_{min}}$ 式中，$v_{浇平}$ 为浇道最小截面积中金属液平均速度，cm/s；G 为铸件的重量，g；ρ 为金属液的密度，g/cm^3；t 为浇注时间，s；A_{min} 为浇道的最小截面积，cm^2。 则 $A_{min}=\dfrac{G}{v_{浇平}\rho t}=\dfrac{(3\sim4.2)\ G}{v_{浇平}\rho\delta h}$ 式中，$v_{浇平}$ 为一般也可根据经验选取

	铸造合金	$A_直:A_横:A_内$	备　注
浇注系统截面积比例	铸铁	1.25:1.15:1	
	铸钢	1.15:1.05:1	
	铝、镁合金	1:(2~4):(3~6)	开放式，适用于大型铸件
		1:(2~3):(3~6)	开放式，适用于中型铸件
		1:(1.5~3):(1.5~3)	开放式，适用于小型铸件
		1:(3~4):1.5	半开放式，适用于小而简单的铸件
		1:(0.5~0.9)	此处是指 $A_直:A_内$。此种封闭式浇注系统适于要求较高，结构中等复杂的壳形铸件，高度在 150 mm 以下，重量在 3 kg 以下（铝合金）
	铜合金	1:1.2:1.5	

2.6　冒口设计

1）冒口位置的确定　金属型铸造时冒口位置的确定，同砂型铸造一样，可使用常用的结晶等温线法及内切圆法，找出铸件上可能产生缩孔或缩松的热节部位，在热节处设置冒口。

2）冒口的种类　冒口的种类及常见结构见表 5.7-20。

表 5.7-20　冒口的种类及结构

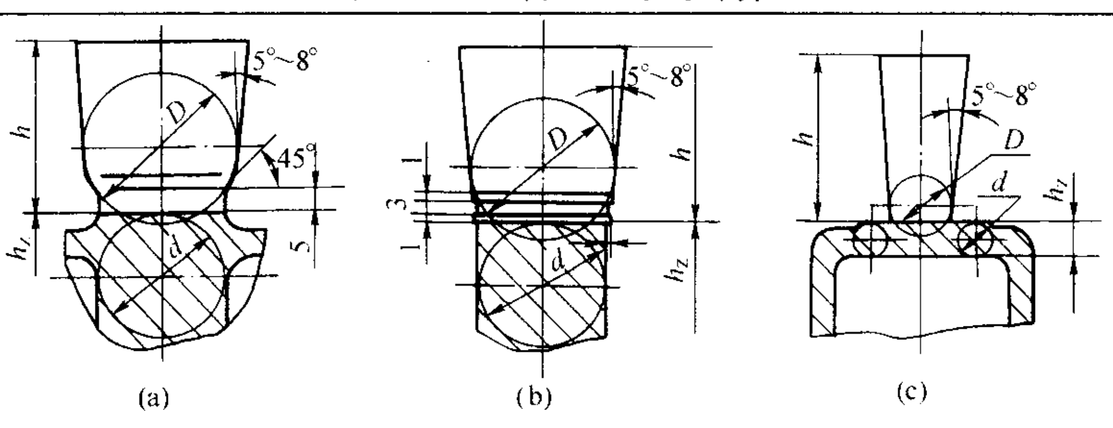
冒口类别		结构简图及说明	特点及应用
明冒口	顶冒口	3°~5° 冒口根部尺寸应小于铸件设置冒口部位的尺寸，并用圆弧相接，留有明显的切割余量，便于切割清理。此结构用于铸件的热节较小的部位	补缩效果好，形状一般为圆锥形，也可根据铸件结构设计成其他形状，以增加补缩效果 垂直分型时，冒口上大下小；水平分型时，冒口上小下大，以便取出铸件 广泛应用于各种铸件
		15°　3°~5° 铸件热节较大，冒口结构尺寸应相应增大，补缩作用较强	

续表 5.7-20

冒口类别		结构简图及说明	特点及应用
明冒口	顶冒口	3°~5° 冒口根部尺寸与铸件需补缩部位尺寸相等，此种结构补缩能力较强，用于需较强补缩的部位，但切割清理不太方便，故需设计出切割标志	补缩效果好，形状一般为圆锥形，也可根据铸件结构设计成其他形状，以增加补缩效果 垂直分型时，冒口上大下小；水平分型时，冒口上小下大，以便取出铸件 广泛应用于各种铸件
		15°　3°~5° 冒口根部尺寸更大，补缩作用更强，常用于铸件需要补缩最强的部位	
	侧冒口	(a)　(b)　(c) 用于中部或下部有厚大部位的铸件。图中 b 补缩作用差，不宜采用；图中 c 的结构正确，补缩效果好	补缩效果比顶冒口差，冒口的形状应根据铸件和金属型的结构确定 铸件厚大部位处于铸型的侧边或铸件顶部而不便于设置顶冒口时，可采用侧冒口；薄壁、板状铸件垂直浇注时，为了消除铸件中部缩松，也常设置侧冒口
暗冒口			补缩效果差，只有铸件热节处不便于设置明冒口而又需要补缩时才用 形状一般为圆形，也可以按铸件需要补缩部位设计，其位置常在铸型的两侧，也可在型腔的上部和下部
		R　H　d　D　缩孔 (a) 直浇道　暗冒口 (b) 能挡渣，又能补缩 (a) 铸件缩孔所在示意图及冒口结构尺寸关系：设铸件壁厚 δ，则 $d \approx 1.5\delta$，$D \approx 2\delta$，$H=(2\sim3)d$，$R=0.4D$ (b) 冒口设计示意图。冒口与铸件补缩距离不可太远，一般取 15~30 mm	

3）冒口尺寸的计算　冒口尺寸的计算见表 5.7-21。

表 5.7-21　冒口尺寸的计算



（a）、（b）铸件热节处高度较高；（c）铸件热节处水平尺寸较大

$D < h_z$　　$D > h_z$

冒口形式		冒口高度 h	冒口根部直径 D	
			$D < h_z$	$D > h_z$
明冒口	顶冒口	（0.8～1.5）D	（1.2～1.5）d	（2～4）d
	侧冒口	（2～3）D		
暗冒口		（1.2～2）D	（1.2～2）d	
说明		冒口高度太低会影响补缩效果，太高又可能引起内浇道过热。直径较大的冒口，冒口高度取下限，但冒口直径不宜过大，否则铸件靠冒口处容易产生缩松，特别是对于铝硅合金，当冒口直径超过 100 mm时，应采取措施，减少冒口金属液的用量		

4）减小冒口的措施　在金属型铸造中，为了使冒口起到良好的补缩作用，往往把它设计得很大，其重量有时与铸件重量相同或更大，因而大大地增加了金属液的消耗量。为了提高金属的工艺出品率，同时也是为了使冒口起到更好的补缩作用，往往采取一些措施来减小冒口的体积，见表 5.7-22。

表 5.7-22　减小冒口的措施

措　施	图　例	应　用
设计环形冒口		直径较大的冒口，如果有中间型芯，可以把型芯伸入冒口，以减少金属液的用量 铝、镁合金广泛采用环形冒口
用砂型套形成冒口		用砂型或保温性能好的材料做成保温套，使冒口处的金属液缓慢地冷却，增加补缩作用。铜合金用得较多
冷铁和冒口并用		在铸件厚大部位一面放冷铁，另一面设置冒口，冷铁加快该处的冷却速度，冒口补缩效果好。有砂芯时采用
增加补充浇道		在冒口处增加补充浇道，待金属液充填到冒口时再从补充浇道浇入温度较高的金属液。这种方法仅用于底注浇注系统

3 金属型设计

3.1 金属型结构形式（见表5.7-23）

表5.7-23 金属型的主要结构形式

形 式	图 例	特点与应用
整体金属型		浇注出来的铸件没有分型面，保证了铸件的尺寸精度 适合于从铸型中方便取出的简单铸件，应用受到一定限制
铰链式金属型		铸型主体由左、右半型和底板组成，也可以不要底板直接由左、右半型组成，工作时左、右半型沿轴心作旋转开（合）型运动 结构简单，操作方便，生产准备时间短，不需要铸造机 适用于各种圆柱形及可以作旋转分型的铸件
半开式金属型		铸型主体由左、右半型组成，一半型固定在通用或专用的平台上，另一半型作开型动作，铸件往往留在固定的半型内，用手工取出或设计顶杆顶出。当铸件留在动型内时，可在动型中设计顶出机构 结构简单，操作方便，便于设计浇冒口，但铸件取出比较困难 适用于结构简单、开型阻力小的铸件
对开式金属型		铸型主体由左、右半型和底板型组成。开型时，左、右半型都运动，铸件留在底板型中，抽出型芯即可取出铸件，也可以设置下顶杆、上型芯和侧型芯 结构简单，操作方便，容易实现机械化 已广泛应用于各种铸件
多分型面金属型	1 2 3 4	铸型主体由4个或4个以上的半型组成，也可以设置各种型芯，具有垂直和水平多个分型面，便于分型取出铸件，便于设置浇冒口和排气系统 已广泛应用于各种复杂铸件
水平分型的金属型		铸型主体由上、下两半型组成，下半型固定在工作平台上，上半型作开（合）型运动，可以配置各种型芯及抽芯和顶出机构 机构简单，砂芯安放方便，但不便于设计浇冒口，排气条件差，手工操作时，劳动强度大 适用于轮盘类铸件

3.2 金属型结构设计

（1）金属型型体设计

1）金属型壁厚　金属型的壁厚与金属型的材料、铸件壁厚、铸型外形尺寸及毛坯加工方法有关。型壁太厚，增加了铸型的重量，加快了铸件的冷却速度；型壁太薄，由于温度不均匀而产生应力使其变形，缩短使用寿命。

铝、镁合金铸造使用铸铁做金属型时，金属型的壁厚见表 5.7-24 和表 5.7-25。

表 5.7-24　铸铁金属型壁厚　mm

铸件壁厚 $\delta_{件}$	金属型壁厚 $\delta_{型}$	选用原则
< 10	15 ~ 20	大型壁厚铸件取上限 $\delta_{件}$ 为铸件壁厚
10 ~ 15	20 ~ 25	
15 ~ 30	25 ~ 30	
> 30 ~ 50	(1 ~ 1.3) $\delta_{件}$	

表 5.7-25　根据分型面尺寸确定金属型壁厚　mm

分型面平均尺寸 S	金属型壁厚 $\delta_{型}$	
< 125	16	$S=\frac{l+b}{2}$ 式中，l、b 分别表示金属型分型面的长和宽
125 ~ 160	18	
160 ~ 200	20	
200 ~ 500	25	
> 500 ~ 800	30	

2）型腔尺寸计算　型腔尺寸除根据铸件尺寸和公差外，还应考虑合金的收缩、涂料厚度、金属型加温后的膨胀以及金属型各部分的间隙等。型腔尺寸可用公式（5.7-2）计算：

$$A_x = [A_p + A_p\varepsilon \pm \delta] \pm \Delta A_x \qquad (5.7\text{-}2)$$

式中，A_x 为型腔尺寸，mm；A_p 为铸件尺寸的中间值，mm；ε 为综合线收缩率，%；δ 为涂料厚度，mm；ΔA_x 为型腔尺寸制造公差，mm。

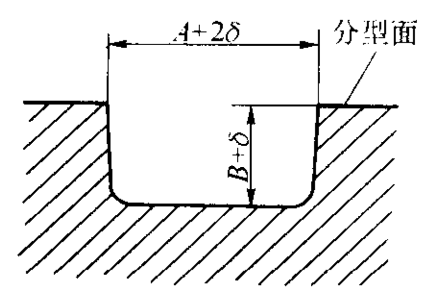
综合线收缩率 ε 包括铸件收缩和金属型膨胀。对于铝、镁合金铸件，一般情况下 ε 值可参考表 5.7-26 选取。大型薄壁铸件取下限；小型铸件为了计算方便，ε 值常取 1%。

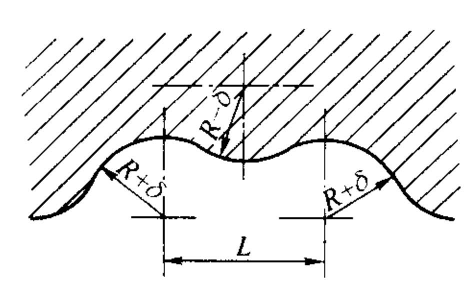
表 5.7-26　铝、镁合金金属型铸件的综合线收缩率 ε　%

合金	无阻收缩	部分受阻收缩	全受阻收缩
铝合金	0.9 ~ 1.2	0.7 ~ 0.9	0.5 ~ 0.7
镁合金	1.0 ~ 1.2	0.8 ~ 1.0	0.6 ~ 0.8

涂料厚度 δ 在一般情况下每边为 0.1 ~ 0.3 mm，型腔凹处取正值，凸处取负值，中心距 L 处 δ 等于零，如图 5.7-14 所示。

3）型体定位和导向　型体常用圆柱销定位，其形式如图 5.7-15 所示，圆柱销结构尺寸见图 5.7-16 和表 5.7-27。





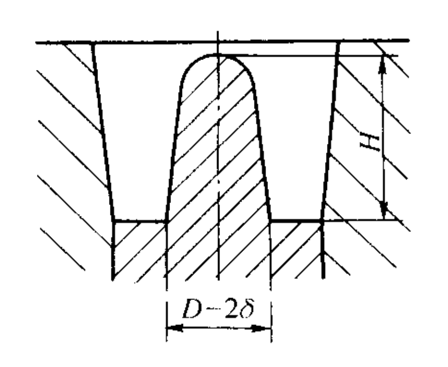
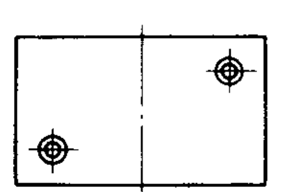
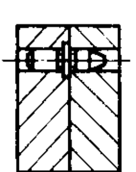
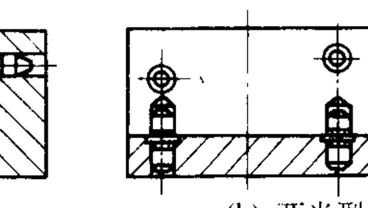
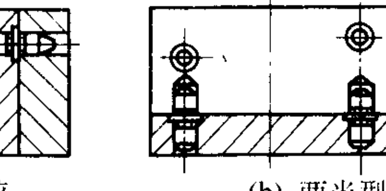
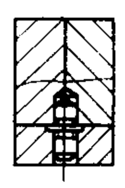


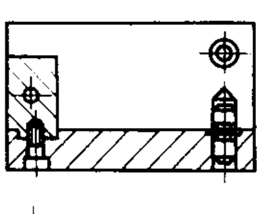
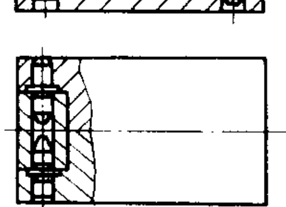
图 5.7-14　型腔涂料厚度的确定

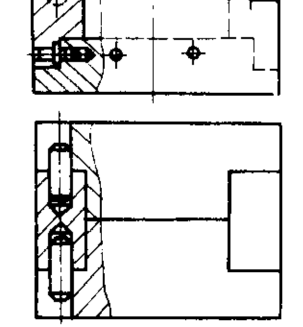
(a) 两半型定位

(b) 两半型与底板定位

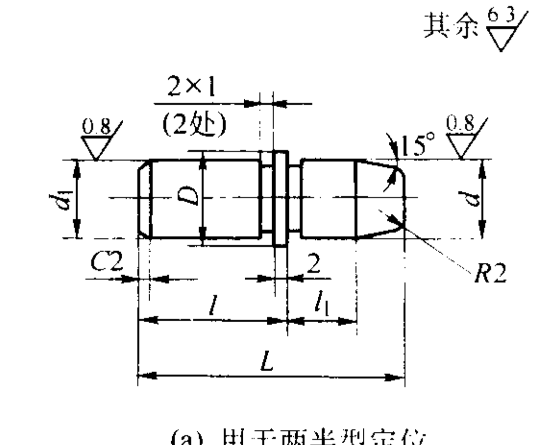



(c) 两半型与底板镶块定位

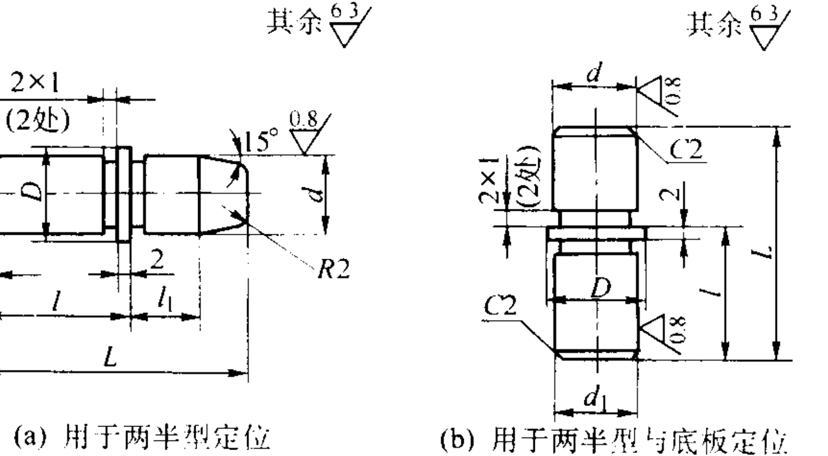


(d) 五半型定位

图 5.7-15　型体定位形式



(a) 用于两半型定位



(b) 用于两半型与底板定位

图 5.7-16　圆柱定位销

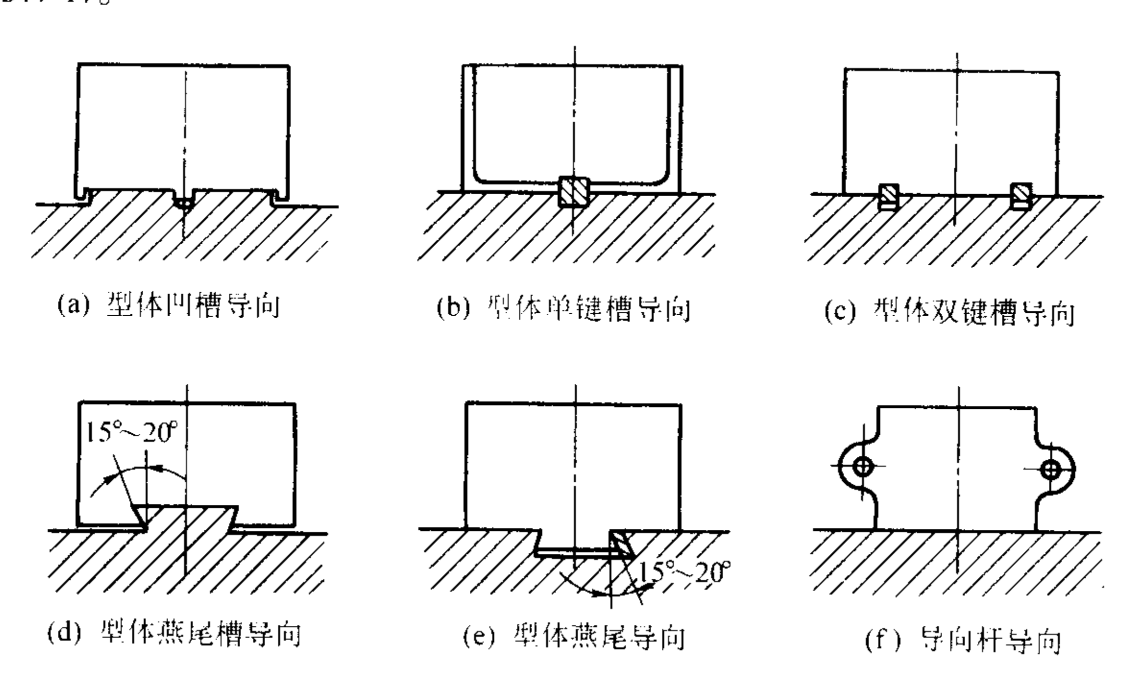
表 5.7-27　定位销尺寸（见图 5.7-16）　mm

d		d_1		D	l	l_1	L
公称尺寸	偏差（e9）	公称尺寸	偏差（f9）				
12	-0.032 -0.075	12	+0.060 +0.033	15	15	10	30
16		16		18	20	12	37

续表 5.7-27

d		d_1		D	l	l_1	L
公称尺寸	偏差（e9）	公称尺寸	偏差（f9）				
20	-0.040 -0.092	20	+0.074 +0.041	22	25	15	50
25		25	+0.081 +0.048	28	30	20	60
30		30		33	40	25	75

动型的导向形式见图 5.7-17。



(a) 型体凹槽导向　(b) 型体单键槽导向　(c) 型体双键槽导向

(d) 型体燕尾槽导向　(e) 型体燕尾导向　(f) 导向杆导向

图 5.7-17　动型的导向形式

(2) 型芯设计

1) 型芯种类及特点见表 5.7-28。

表 5.7-28　型芯的种类及特点

型芯种类	特　点
可抽出金属芯	铸件冷却速度快，组织致密均匀，尺寸精度高，表面粗糙度值低，生产周期短，成本低 铝、镁合金铸件应优先选用
可熔金属芯	主要用来铸造铸件中的细孔通道
砂芯	可以做出最复杂的型芯，但铸件质量、尺寸精度、表面粗糙度都比金属芯差 只有在不能使用金属芯时选用
壳芯	铸件质量、尺寸精度和表面粗糙度接近金属芯，同时还可以做出复杂的型芯 广泛用来代替砂芯（铝合金铸件）

2) 金属型芯的设计见表 5.7-29。

表 5.7-29　金属型芯的结构及尺寸

名　称	图　例	特点及有关尺寸/mm
上金属芯	D　H　d　L　>0.5　D_1　D　H　6~8　d　L　>0.5 (a) 用于机动抽芯　(b) 用于手工橇杆抽芯	结构简单，操作方便，形状有圆形或其他形状，但不便于设置明冒口，只能设置暗冒口 L[①] = (0.2 ~ 1) d；$d<200$ $H = 5 \sim 15$ $D = d + (10 \sim 20)$ $D_1 = D + (14 \sim 20)$

续表 5.7-29

名　称	图　例	特点及有关尺寸/mm
侧金属芯	(a) 用于机动抽芯　(b) 用于手工撬杆抽芯	侧面抽芯没有上抽芯方便，为了防止型芯尺寸变动，型芯的定位部分应加长，配合间隙应小 $L^{①}=(0.3\sim2)d$；$d<200$ $H=5\sim15$ $D=d+(6\sim10)$ $D_1=D+(14\sim20)$
下金属芯	(a) 用于机动抽芯　(b) 用于偏心轮抽芯	结构简单，操作方便，尺寸稳定 $L^{①}=(0.2\sim0.8)d$；$d<200$ $H=5\sim15$ $D=d+(10\sim20)$ $L_1>10$
组合金属芯		当铸件内腔形状阻碍金属芯抽出时，可以设计组合金属芯，分片取出
固定式金属芯		型芯和型体紧配合，不需要单独抽芯 $L^{①}=(0.1\sim0.6)d$ $D=d+(3\sim6)$ $H=5\sim10$
大型金属芯		当金属芯直径超过 50 mm 时，可以做成空心，壁厚一般为 12 ~ 30 mm $L^{①}=(0.1\sim0.2)d$；$d>200$ $D=d+(12\sim30)$ $H=10\sim20$

① d 大，L 取下限，d 小，L 取上限，也可以根据型体尺寸决定。

3）金属型芯的定位　为保证金属型芯安放位置准确，防止抽芯时型芯转动，型芯的定位要准确。金属型芯的定位形式及有关尺寸见图 5.7-18、图 5.7-19 和表 5.7-30、表 5.7-31。

4）砂芯和壳芯的结构形式及特点见表 5.7-32。

5）砂芯头与金属型芯座的配合间隙见表 5.7-33。

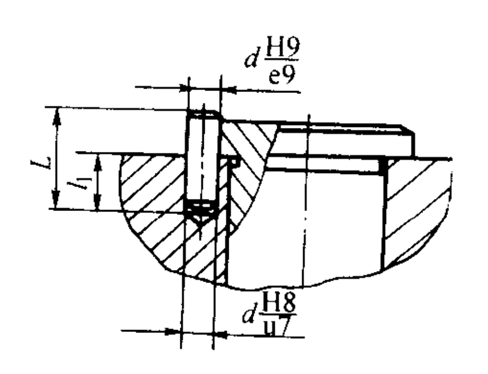
6）壳芯头与金属型芯座的配合尺寸公差见表 5.7-34。

7）可熔金属芯的设计　铸件上的某些细长孔，采用普通的型芯根本无法成形，需用可熔金属芯才能铸出，如铜管芯或低熔点合金预制芯。

可熔金属芯通常用阴极铜管或黄铜管制作，铜管表面应涂以涂料，以免铜管熔化。铸件浇注成形后，用体积分数为 45% ~ 55% 的硝酸腐蚀去除铜管，当不冒 NO_2 气体（呈黄色），或再用干净的硝酸腐蚀而不流出绿色硝酸铜时，说明铜管已腐蚀完毕。反应式如下：

$$Cu+4HNO_3 \longrightarrow Cu(NO_3)_2+2NO_2\uparrow+2H_2O$$

去除铜管后，用弱苏打水灌注管道，以中和硝酸，然后再用清水冲洗干净。



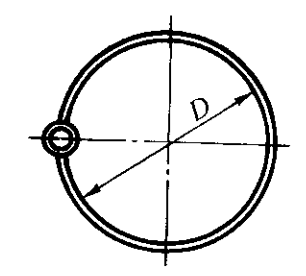


图 5.7-18　圆柱销定位

表 5.7-30 圆柱销定位的有关尺寸（见图 5.7-18） mm

D	d（H8）		L	l_1
	基本尺寸	偏差		
≤50	10	+0.022 0	25	15
>50~100	12	+0.027 0	25	15
>100~160	16		30	20
>160~250	20	+0.033 0	40	25
>250~320	25		50	30
>320~500	30		60	35

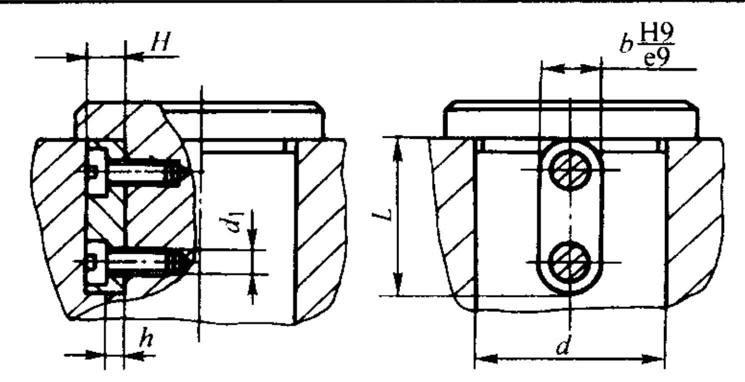


图 5.7-19 方键定位

表 5.7-31 方键定位尺寸（见图 5.7-19） mm

d	b（e9）		L	H	h	d_1
	基本尺寸	偏差				
≤100	16	-0.032 -0.075	30	8	4	M6
>100~160	20	-0.040 -0.092	40	10	5	M8
>160~250	25		50	12	6	M10
>250~320	30		60	16	8	M10
>320~500	40	-0.050 -0.112	80	20	10	M12

（3）活块设计

当金属型分型取出铸件受到阻碍时，对阻碍分型取出铸件的部分可以设计成活块。采用活块虽然会使铸件方便地从铸型中取出，但会使分型面增加、金属型结构复杂、操作麻烦，导致产品尺寸精度不高，生产效率低。因此，设计金属型时应尽量少用或不用活块。活块的结构形式及特点见表 5.7-35。

（4）金属型的排气系统

由于金属型本身不透气，会造成气孔、冷隔和欠铸等缺陷，因此型腔的排气问题必须给予足够的重视，须在气体聚集而无法从冒口或分型面排除的地方设置专门的排气设施。

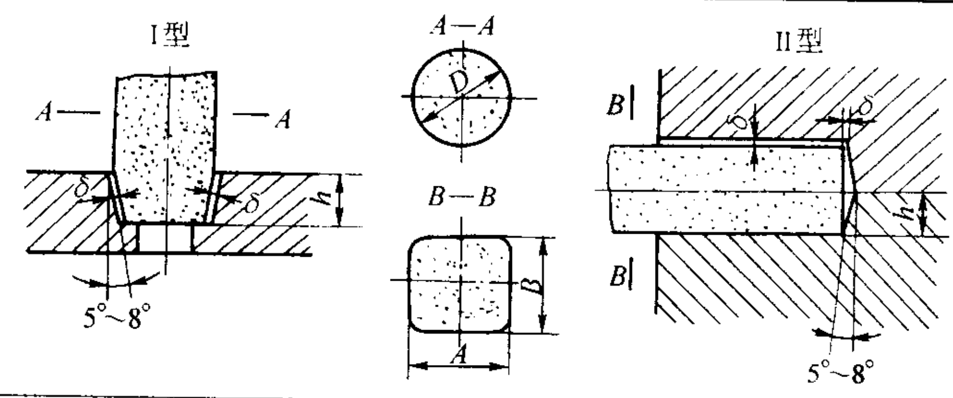
表 5.7-32 砂芯和壳芯的结构形式及特点

结构形式	图　例	特　点
垂直插入式		一端有芯头，垂直插入金属型底板内，操作方便，位置尺寸容易控制，应用较广 当砂芯（壳芯）受到较大浮力时，芯头与金属型座应有锁紧装置，防止砂芯浮起
垂直插入，上芯头被夹紧		两端有芯头，一端插入下半型，另一边由两半型夹紧，定位可靠，尺寸准确，排气性好，但受到铸件结构的限制，不便于设置明冒口 各种尺寸的铸件均可采用
带有直浇道的砂芯		砂芯直接放入下半型，左右半型合型夹紧芯头，直浇道由砂芯形成，金属型结构简单，操作方便 适用于大型薄壁铸件
砂芯（壳芯）与金属芯组合		铸件法兰盘处厚大部位由金属型形成，加速冷却，防止缩松，砂芯（壳芯）插入金属芯中形成组合型芯 铸件质量高，同时也节约芯砂
悬挂式		金属芯合型后再装入砂芯（壳芯），操作方便，排气性好 砂芯（壳芯）安装位置不容易检查，浇注时应放压铁，防止砂芯（壳芯）上浮

续表 5.7-32

结构形式	图　例	特　点
单边悬挂式		砂芯（壳芯）先插入一半型内，另一半型合型后压紧芯头，不需要压铁 合型时砂芯（壳芯）容易移动，尺寸不稳定
横插式		两端有芯头，同时插入一半型内，另一半型合型后压紧芯头，操作方便，尺寸稳定 砂芯结构复杂，壳芯吹制工艺性差
水平式		两端有芯头，一端插入下半型定位，左右半型合型后夹紧芯头，防止砂芯上浮，位置准确，稳固
悬臂横插式		芯头插入侧半型内，用两个插销固紧，壳芯成悬臂状态，尺寸不稳定，精度差，砂芯不宜采用
悬臂直插式		芯头一端插入下半型，另一端成悬臂状态，左右半型合型压紧芯头 型芯受到的浮力较大，只适用于小型刚性好的型芯
水平直插式		两个砂芯（壳芯）合并为一个，一次浇注两个铸件，两端砂芯（壳芯）芯头插入下半型，中间芯头靠半型夹紧，操作方便，定位可靠，尺寸准确

表 5.7-33　砂芯头与金属型芯座配合间隙 δ　mm



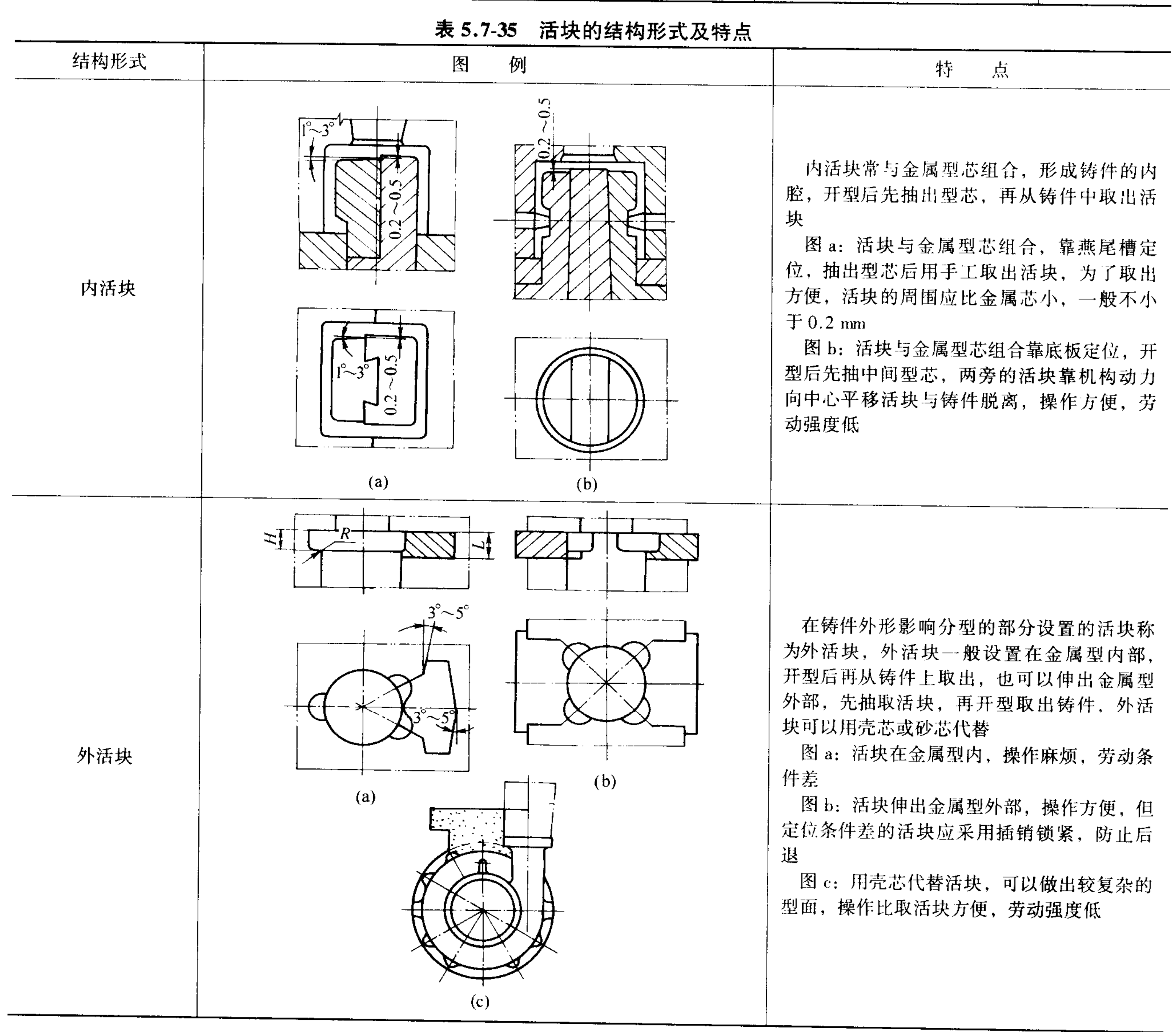
D 或 $\frac{A+B}{2}$	h			
	≤25	>25~50	>50~100	>100
	δ			
≤50	0.15	0.25	0.5	1.0
>50~150	0.15	0.25	0.5	1.0
>150~300	0.25	0.5	1.0	1.0
>300~500	—	1.0	1.0	1.5
>500	—	1.5	1.5	2.0

表 5.7-34 壳芯头与金属型芯座的配合尺寸公差

mm

壳芯头基本尺寸	壳芯盒芯头部分		金属型的芯座			
	基本尺寸	偏差	垂直芯座尺寸	偏差	水平悬臂芯座尺寸	偏差
20	20	+0.1 0	20.2	+0.1 0	20.1	+0.1 0
30	30		30.2		30.1	
40	40		40.2		40.1	
50	50		50.2		50.1	
60	60		60.2		60	
70	70		70.2		70	
80	80		80.2		80	
90	90	+0.150 0	90.1	+0.15 0	89.9	+0.15 0
100	100		100.1		99.9	
110	110		110.1		109.9	
120	120		120.1		119.9	
130	130		130.1		129.8	
140	140		140.1		139.8	
150	150		150.1		149.8	
160	160	+0.2 0	160	+0.2 0	159.8	+0.2 0
170	170		170		169.8	
180	180		180		179.7	
200	200		200		199.7	
220	220		220		219.6	
250	250		250		249.5	

表 5.7-35 活块的结构形式及特点



结构形式	图 例	特 点
内活块	(a) (b)	内活块常与金属型芯组合，形成铸件的内腔，开型后先抽出型芯，再从铸件中取出活块 图 a：活块与金属型芯组合，靠燕尾槽定位，抽出型芯后用手工取出活块，为了取出方便，活块的周围应比金属芯小，一般不小于 0.2 mm 图 b：活块与金属型芯组合靠底板定位，开型后先抽中间型芯，两旁的活块靠机构动力向中心平移活块与铸件脱离，操作方便，劳动强度低
外活块	(a) (b) (c)	在铸件外形影响分型的部分设置的活块称为外活块，外活块一般设置在金属型内部，开型后再从铸件上取出，也可以伸出金属型外部，先抽取活块，再开型取出铸件。外活块可以用壳芯或砂芯代替 图 a：活块在金属型内，操作麻烦，劳动条件差 图 b：活块伸出金属型外部，操作方便，但定位条件差的活块应采用插销锁紧，防止后退 图 c：用壳芯代替活块，可以做出较复杂的型面，操作比取活块方便，劳动强度低

1）排气孔　一般在型腔最后充满处开直径为 $\phi1 \sim 5$ mm 的圆形排气孔，如图 5.7-20 所示。

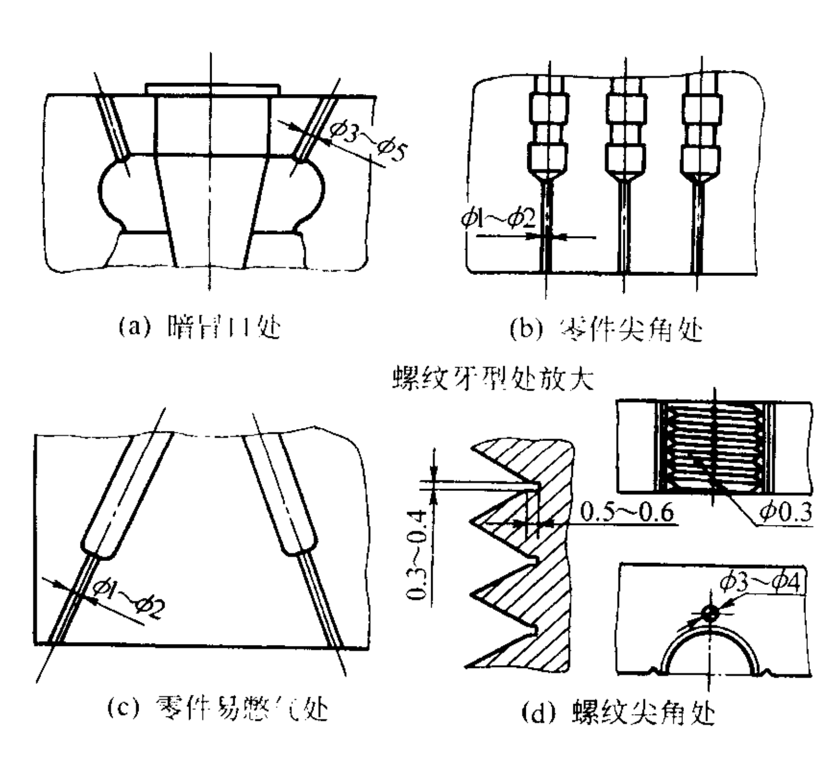


图 5.7-20　排气孔

2）排气槽　一般设置在金属型的分型面上以及活块、镶件的结合面上。排气槽的结构形式如图 5.7-21 所示，其尺寸见表 5.7-36。

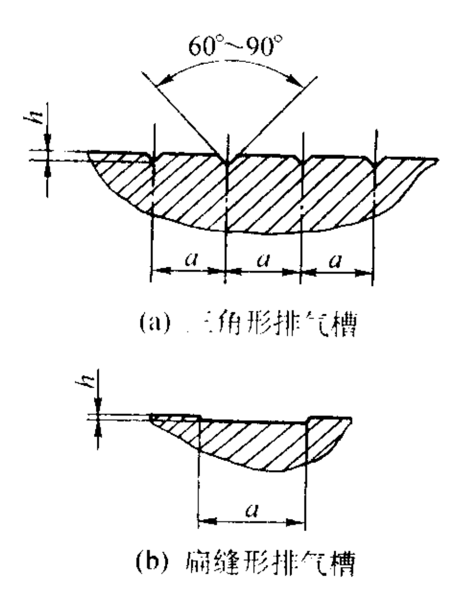


图 5.7-21　排气槽的结构形式

表 5.7-36　排气槽尺寸（见图 5.7-21）　mm

排气槽形式	尺寸＼材料	铸铁	青铜	铝合金	镁合金
三角形	h	0.3 ~ 1.0	0.3 ~ 1.0	0.3 ~ 1.0	0.3 ~ 1.0
	a	10	10	10	10
扁缝形	h	0.25	0.25	0.5	0.5
	a	10 ~ 15	10 ~ 15	10 ~ 15	10 ~ 15

3）排气塞（通气塞）　一般用 45 钢或铜棒制成。排气塞常用的结构如图 5.7-22 ~ 图 5.7-24 所示。A 型排气塞的尺寸见表 5.7-37。排气塞的安装位置如图 5.7-25 所示。

4）其他排气方法　对于金属型芯，可利用型芯和铸型间的间隙排气，如图 5.7-26 所示；对于砂芯和壳芯，可利用铸型的型芯座排气，如图 5.7-27 所示；对于组合铸型，可利用组合件间隙排气，如图 5.7-28 所示。

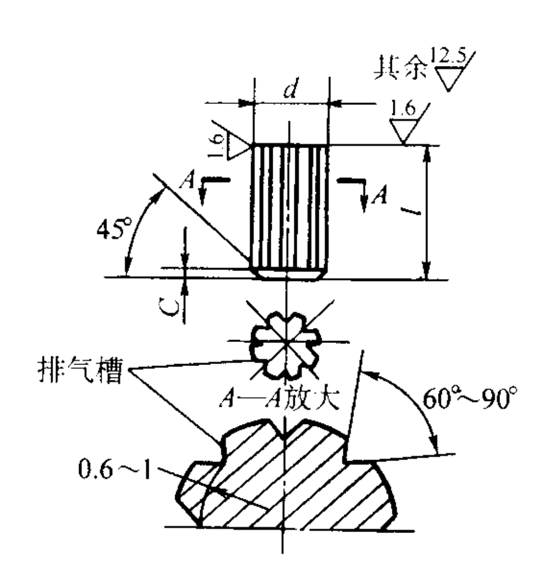


图 5.7-22　A 型排气塞

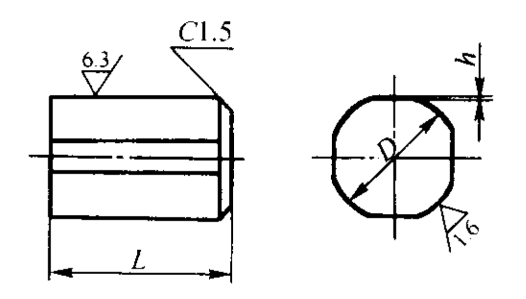


图 5.7-23　B 型排气塞

$D = 15$ mm、20 mm

$L = 15$ mm、20 mm、30 mm、50 mm　$h = 0.5$ mm

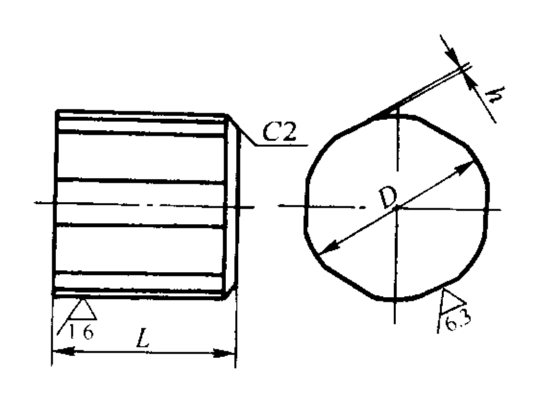


图 5.7-24　C 型排气塞

$D = 25$ mm、30 mm

$L = 25$ mm、30 mm、40 mm、50 mm　$h = 0.5$ mm

表 5.7-37　A 型排气塞尺寸（见图 5.7-22）　mm

d 公称尺寸	d 偏差	l	气槽数/个	C
> 3 ~ 4	+0.053 +0.035	10	4	0.5
> 4 ~ 6		12	6	0.8
> 6 ~ 10	+0.064 +0.042		8	1
> 10 ~ 14	+0.070 +0.050	16	12	
> 14 ~ 18	+0.087 +0.060		16	1.5
> 18 ~ 24	+0.106 +0.072	20	20	

（5）铰链装置设计

铰链式金属型所用铰链的数量根据铸型高度确定，通常用 1 ~ 2 副。钢制金属型的铰链形式如图 5.7-29 所示，其尺寸见表 5.7-38，铰链做成后焊于金属型体上；铸铁金属型的铰链形式如图 5.7-30 所示，其尺寸见表 5.7-39，铰链与金属型型体设计成整体；铰链销的结构如图 5.7-31 所示，其尺

寸见表5.7-40。

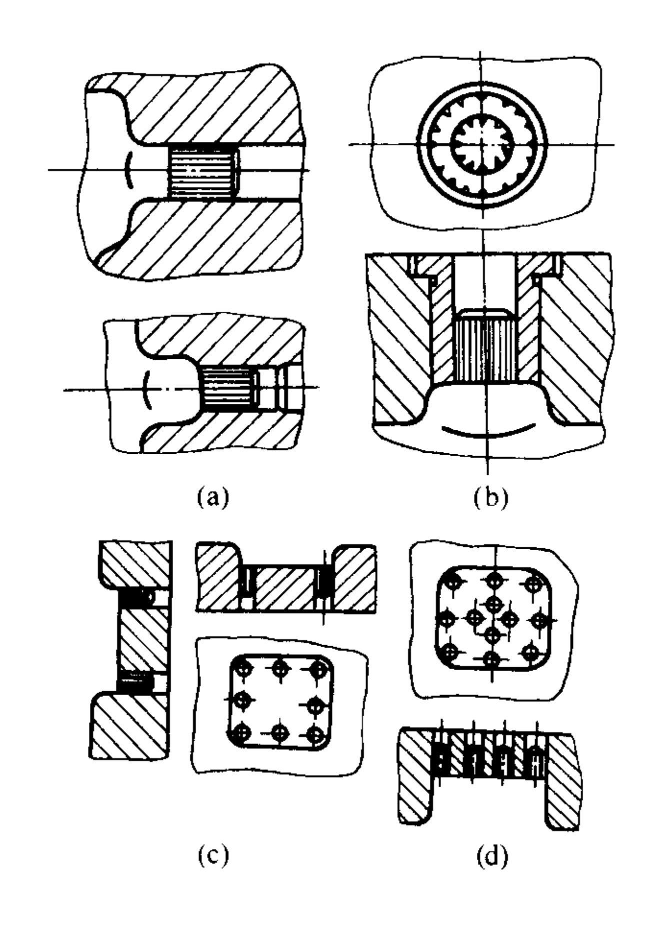


图5.7-25　排气塞的安装

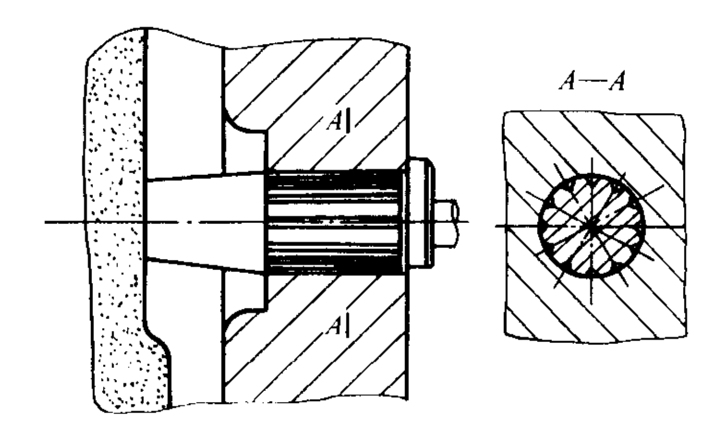


图5.7-26　利用金属芯和铸型的间隙排气

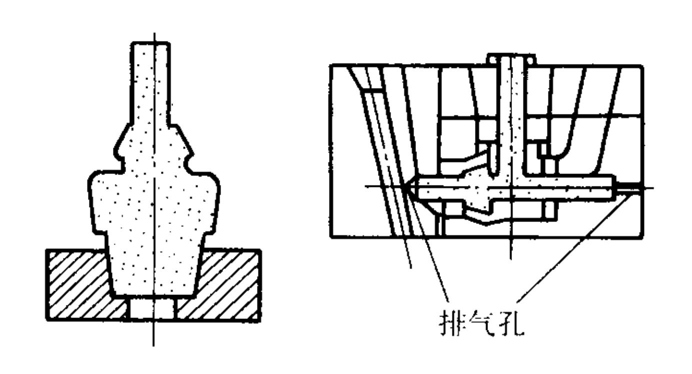


图5.7-27　利用砂芯（壳芯）的型芯座排气

3.3 金属型操纵机构设计

(1) 锁紧机构

锁紧机构的作用就是使铸型夹紧，防止金属液从分型面流出，并在一定程度上防止金属型的翘曲变形。通用铸造机使用的金属型，一般不设计锁紧机构，但对于大型金属型，如果铸造机的锁紧力不够时，应设计锁紧机构。常用的锁紧机构有偏心锁、摩擦锁、套钳锁及楔销锁等。

1) 偏心锁　偏心锁是生产中最常用的锁紧机构，有铰链式金属型用偏心锁和对开式金属型用偏心锁。铰链式金属型用偏心锁只适用于铸件生产批量不大的小型金属型，其形式如图5.7-32所示，结构和尺寸见图5.7-33～图5.7-35和表5.7-41～表5.7-43；对开式金属型用偏心锁广泛用于中型金属型，其形式如图5.7-36所示，结构和尺寸见图5.7-37～图5.7-39和见表5.7-44～表5.7-46。

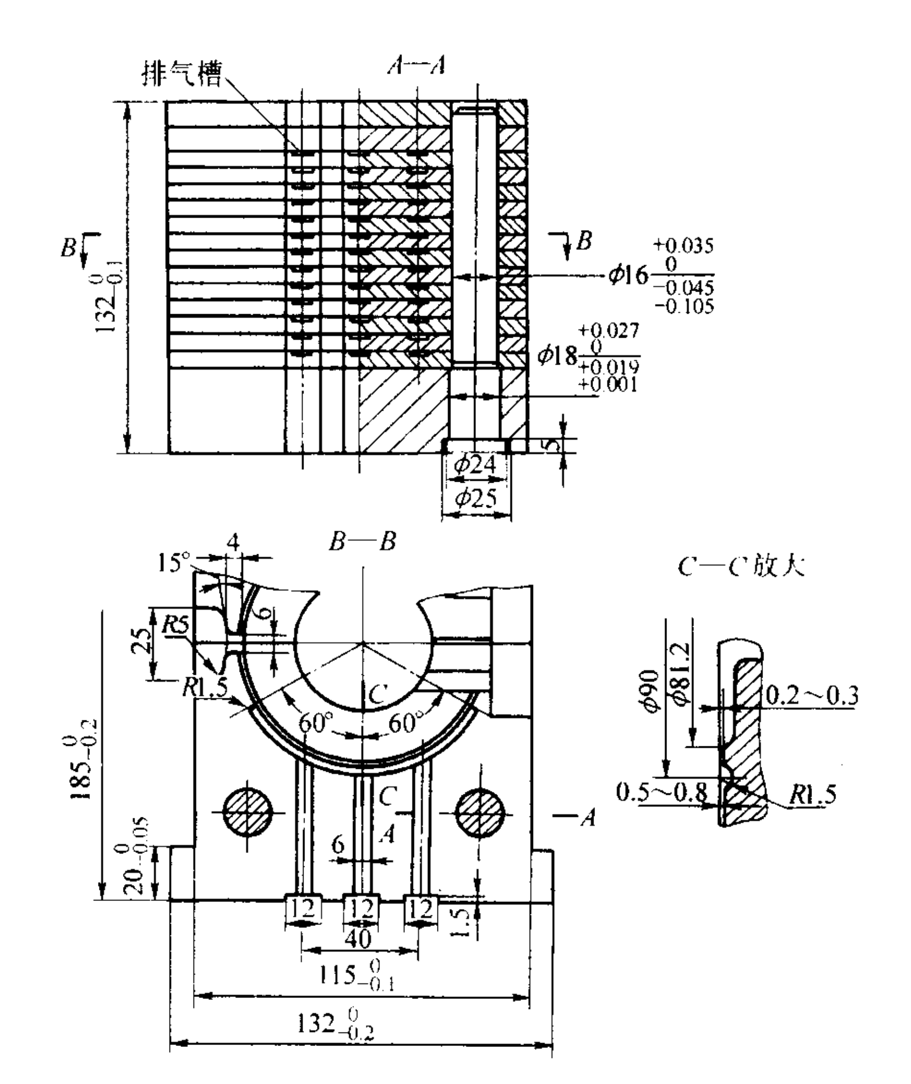


图5.7-28　组合铸型排气

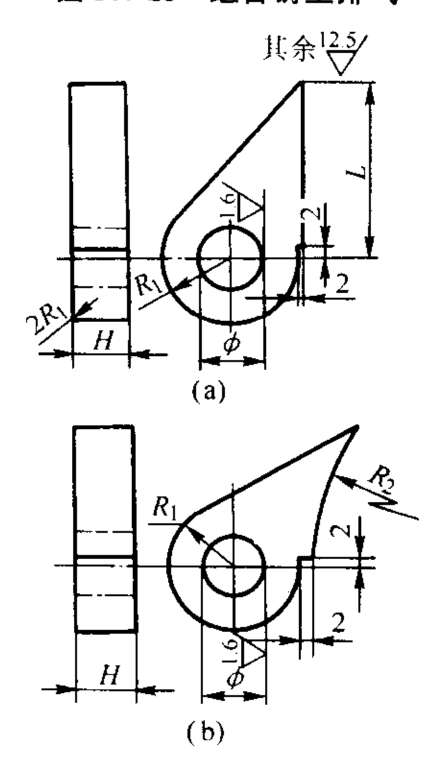


图5.7-29　钢制金属型用铰链
材料：45

表5.7-38　钢制金属型用铰链尺寸（见图5.7-29）

mm

ϕ	R_1	R_2	L	H 铰链 a	H 铰链 b
8	12	30～40	25～30	10 15	15 20
10	13	40～50	30～35	15 20	20 30
12	14	50～60	35～40	20 25	30 35
14	16	60～70	40～45	20 25	30 35
16	17	70～90	40～45	25 30	35 40
18	18	90～100	40～50	30 35	40 50
20	19	100～150	50～55	40	60 70

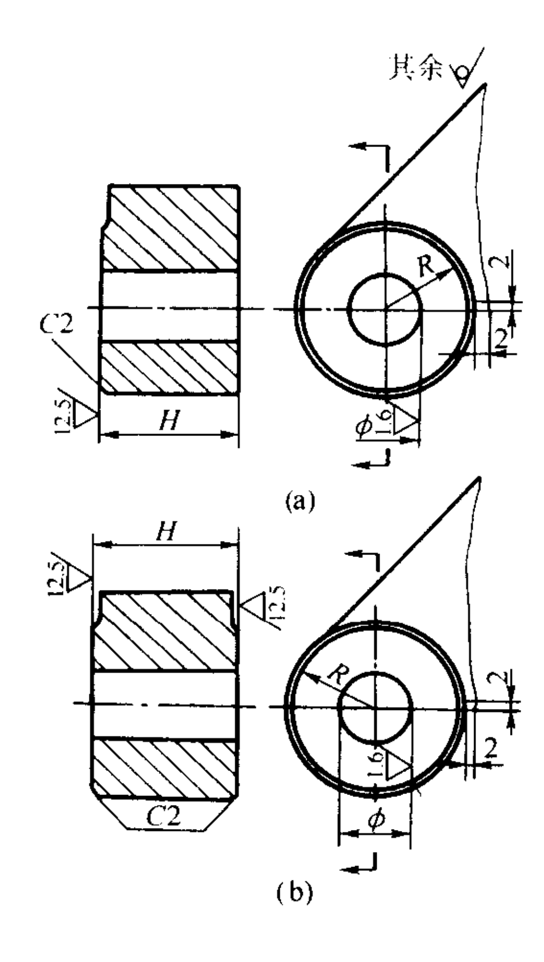


图 5.7-30 铸铁金属型用铰链

表 5.7-39 铸铁金属型用铰链尺寸（见图 5.7-30）

mm

编 号	ϕ	R	H	
			铰链 a	铰链 b
1	8	14	15	20
2	10	15	15	30
3	12	16	25	35
4	14	18	25	35
5	16	19	30	40
6	18	20	30 35	40 50
7	20	22	40	60 70

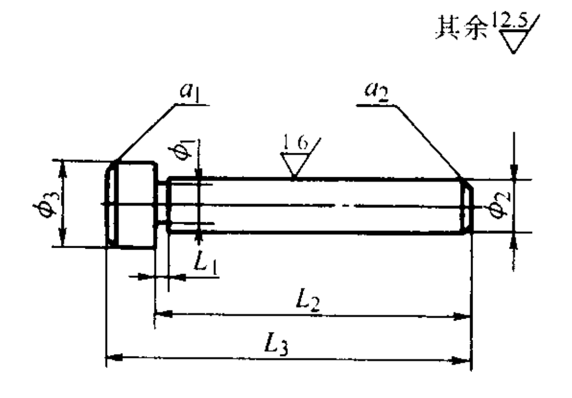


图 5.7-31 铰链销结构

材料：25

热处理：表面硬化

2）摩擦锁 摩擦锁结构简单，使用方便，常用于中小型金属型，其结构和尺寸见图 5.7-40～图 5.7-42 及表 5.7-47 和表 5.7-48。

3）套钳锁 套钳锁锁紧力大，工作可靠，适用于大、中型金属型。当金属型高度大于 250～300 mm 时，每边可装二个套钳锁。套钳锁的结构及尺寸见图 5.7-43～图 5.7-48 和表 5.7-49～表 5.7-54。

表 5.7-40 铰链销尺寸（见图 5.7-31） mm

ϕ_1	ϕ_2	ϕ_3	L_1	L_2	L_3	a_1	a_2
6	8	14	1.5～2	40 60	48 68	C1	C1
8	10	16	1.5～2	60 80	70 90	C1	C1
10	12	18	2	90 105	100 115	C1	C1
12	14	20	2	90 105	102 117	C1	C1
14	16	22	2	105 120	117 132	C1.5	C1.5
16	18	24	2	130 150	142 162	C1.5	C1.5
18	20	28	2	170 180	182 192	C1.5	C1.5

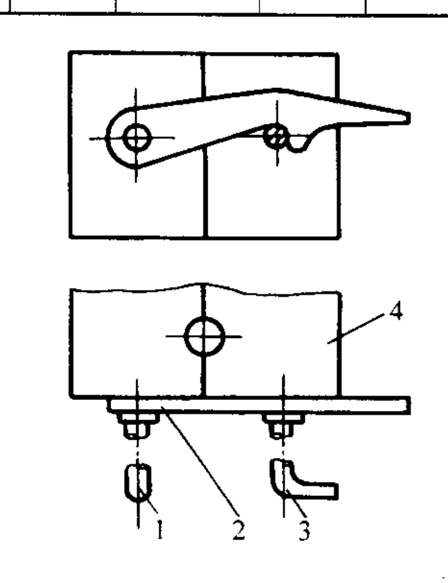


图 5.7-32 铰链式金属型用偏心锁

1—手把；2—锁扣；3—偏心手把；4—金属型

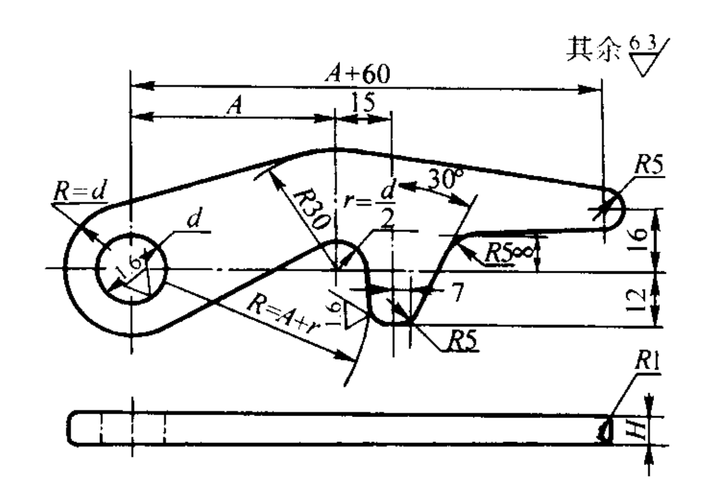


图 5.7-33 铰链式金属型用偏心锁锁扣

材料：45 淬火：33～38HRC

表 5.7-41 铰链式金属型用偏心锁锁扣尺寸（见图 5.7-33）

mm

d	A	H
16.2	50	6
	60	8
	80	10
18.2	60	
	80	
20.2	80	12

图 5.7-34 铰链式金属型用偏心锁手把

材料：45 淬火：33~38HRC

表 5.7-42 铰链式金属型用偏心锁手把尺寸

（见图 5.7-34） mm

d	D	L	A	B
M16	16	160	8	5
M18	18	190	12	6
M20	20	220	16	8

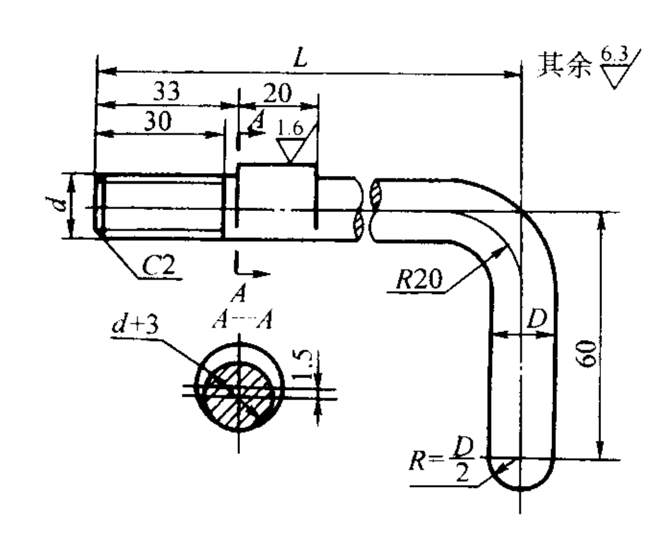


图 5.7-35 铰链式金属型用偏心锁偏心手把

材料：45 淬火：33~38HRC

表 5.7-43 铰链式金属型用偏心锁偏心手把尺寸

（见图 5.7-35） mm

d	D	L
M16	16	160
M18	18	190
M20	20	220

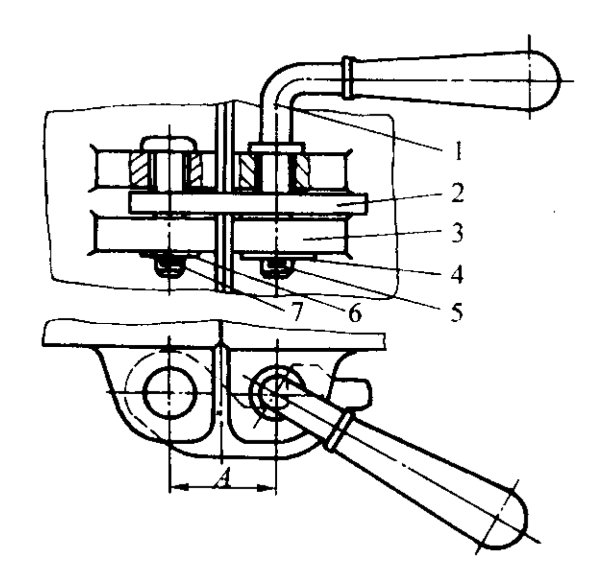


图 5.7-36 对开式金属型用偏心锁

1—手把；2—锁扣；3—型耳；

4—垫圈；5—开口销；6—垫圈；7—轴销

4）楔销锁 楔销锁结构如图 5.7-49 所示，主要用于铰链式金属型。两个凸耳上都有穿孔的锥孔，锥孔的斜度均为 4°~5°。

（2）抽芯机构

1）撬杆抽芯机构 撬杆抽芯机构结构简单，适用于起模斜度大、长度较短的简单型芯。型芯设计除了有定位台阶外，还需设计辅助台阶，以便安放撬杆，将型芯撬出，其典型结构如图 5.7-50 所示。

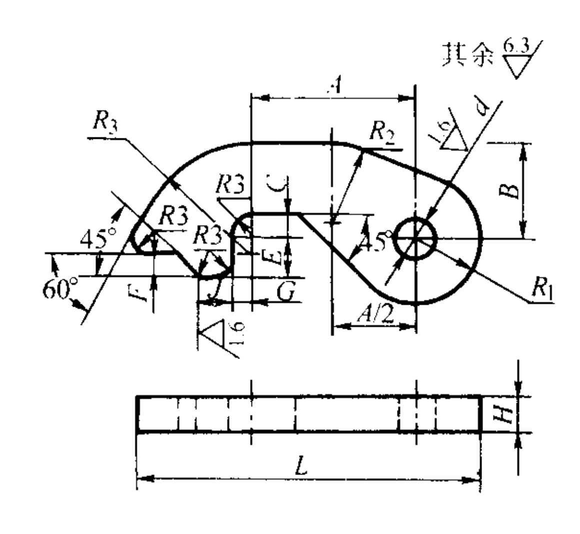


图 5.7-37 对开式金属型用偏心锁锁扣

材料：45 热处理：35~40HRC

表 5.7-44 对开式金属型用偏心锁锁扣尺寸

（见图 5.7-37） mm

A	L	d	R_1	R_2	R_3	B	C	E	F	G	J	H
40	88	10.5	16	20	30	25	6	10	6	4.5	9	10
50	112	12.5	18	27	48	33	8	13	7	6.5	10	12
60	136	12.5	24	33	48	40	10	17	9	7.5	13	15

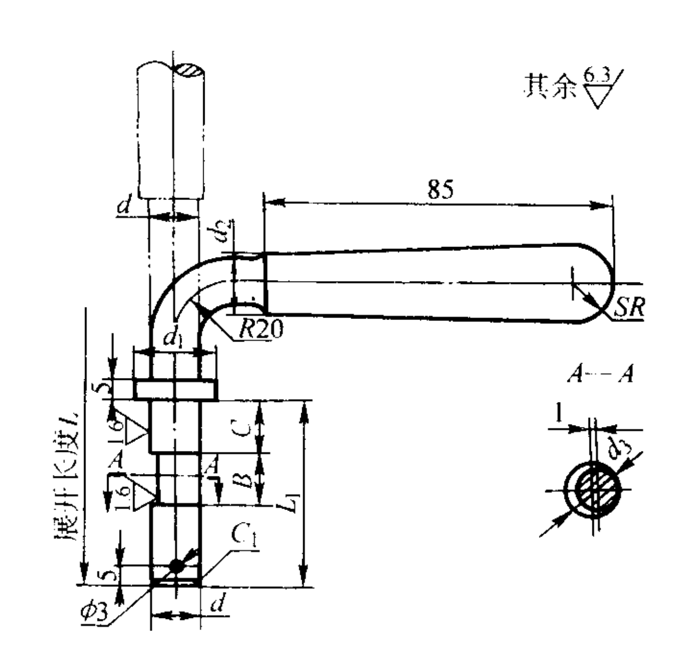


图 5.7-38 对开式金属型用偏心锁偏心手把

材料：45 热处理：35~40HRC

表 5.7-45 对开式金属型用偏心锁偏心手把尺寸

（见图 5.7-38） mm

d	L	L_1	C	B	SR	d_1	d_2	d_3
12	187	48	14	13	10	20	14	10
16	207	63	19	15	12	24	18	14
18	217	67	19	18	13	26	20	16

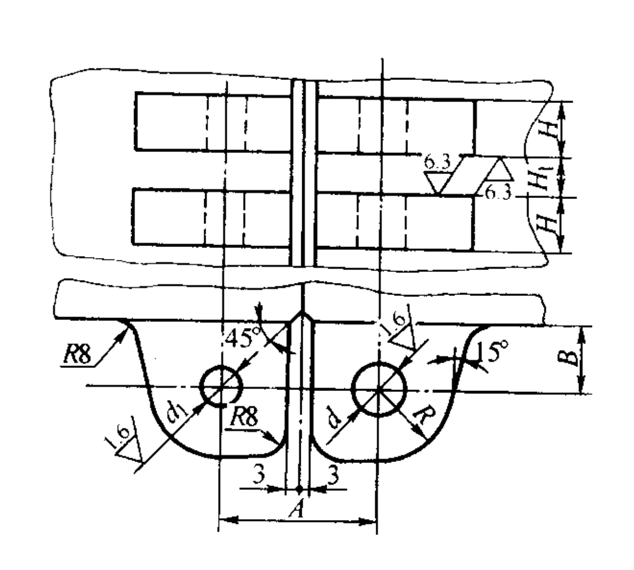


图 5.7-39 对开式金属型安装偏心锁的型耳

表 5.7-46 对开式金属型安装偏心锁的型耳尺寸
（见图 5.7-39） mm

A	H	H_1	R	d	d_1	B
40	15	11	20	12.5	10.5	18
50	20	13	20	16.5	12.5	20
60	20	16	24	18.5	12.5	26

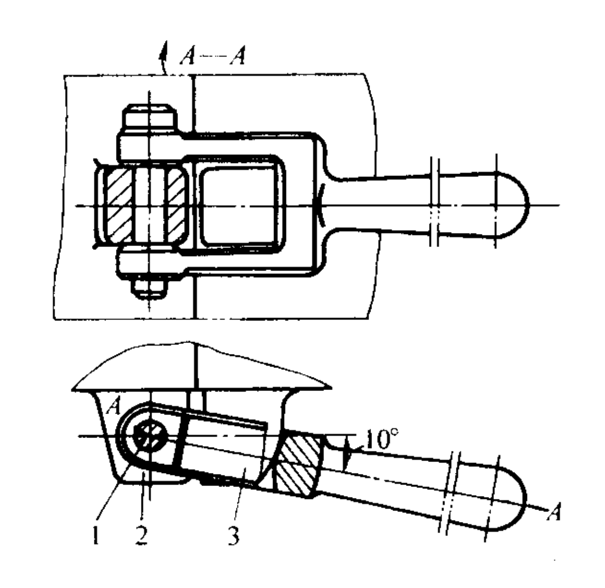


图 5.7-40 摩擦锁
1—销子；2—半型的凸耳；3—摩擦固紧手把

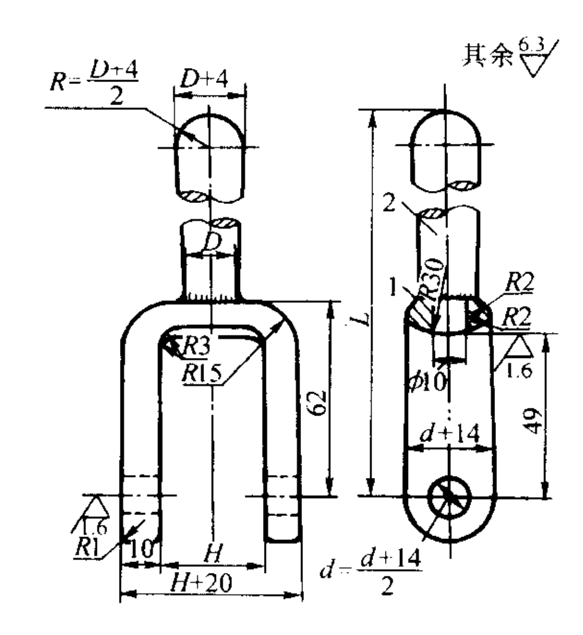


图 5.7-41 摩擦锁手把
1—摩擦块；2—手柄
材料：45 热处理：33～38HRC

表 5.7-47 摩擦锁固紧手把尺寸（见图 5.7-41）
mm

H	d 公称尺寸	d 偏差（H8）	L	D
21	12	+0.033 0	150	16
31			160	18
46	14	+0.039 0	170	20

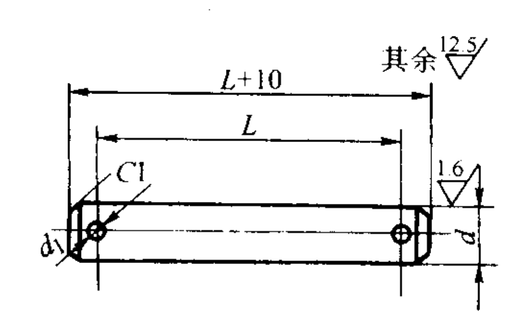


图 5.7-42 销子
材料：45
热处理：33～38HRC

表 5.7-48 销子尺寸（见图 5.7-42） mm

d 公称尺寸	d 偏差 h8	d 偏差 f9	L	d_1
12	0 −0.027	−0.016 −0.059	33	2.5
			38	
			48	
			58	
14			75	3
			80	
			90	
			100	
			110	
			120	

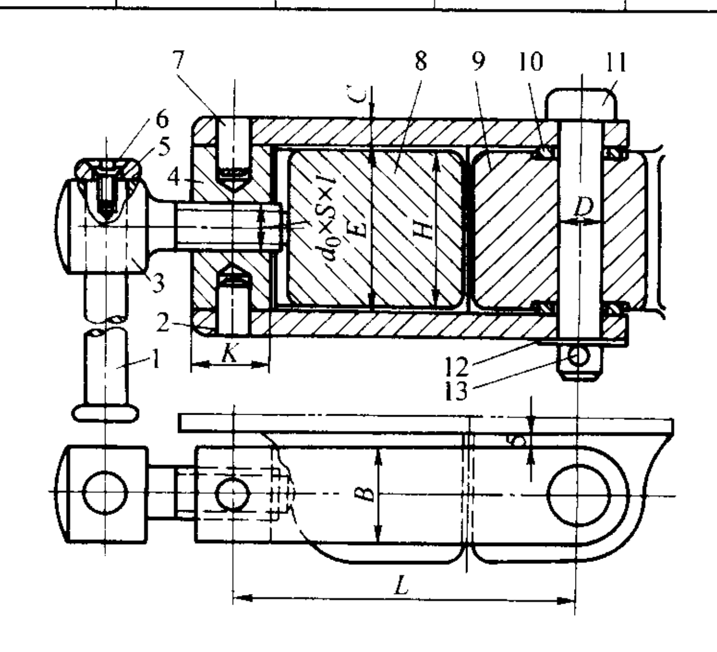


图 5.7-43 套钳锁
1—手柄；2—夹板；3—螺杆；4—平板；
5—挡块；6—螺钉；7—销钉；
8、9—凸耳；10—垫铁；11—转轴；
12—垫片；13—开口销
注：两块夹板应保证平行

表 5.7-49 套钳锁尺寸（见图 5.7-43） mm

金属型	L	$d_0×S×l$	D	E	H	C	K	B
中型	130	T20×4×45	16	78	75	10	30	35
大型	150	T26×8×60	20	103	100	12	40	45

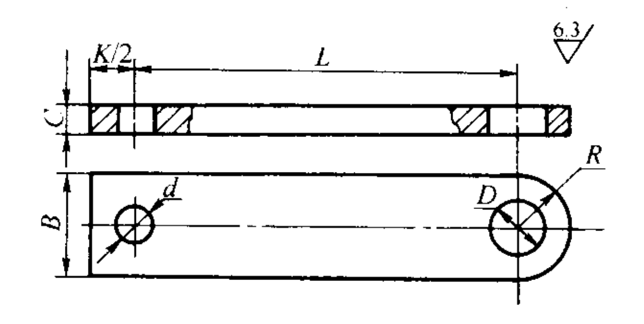


图 5.7-44 夹板
材料：45

表 5.7-50 夹板尺寸（见图 5.7-44） mm

金属型	L	K	C	D 公称尺寸	D 公差(H8)	d 公称尺寸	d 公差(f7)	R	B
中型	130	30	10	16	+0.027 0	13	−0.016 −0.034	17.5	35
大型	150	40	12	20	+0.033 0	16	−0.016 −0.034	22.5	45

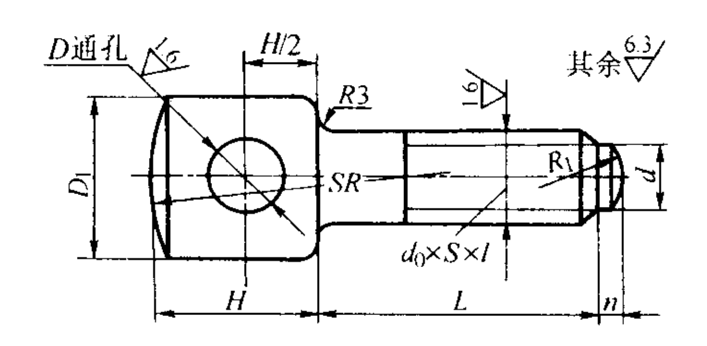


图 5.7-45 螺杆

材料：45 热处理：33～38HRC

表 5.7-51 螺杆尺寸（见图 5.7-45） mm

金属型	$d_0 \times S \times l$	d	n	R_1	D_1	D	SR	H	L
中型	T20×4×45	15.5	6	15	34	15	25	32	65
大型	T26×8×60	17	8	20	40	20	30	35	85

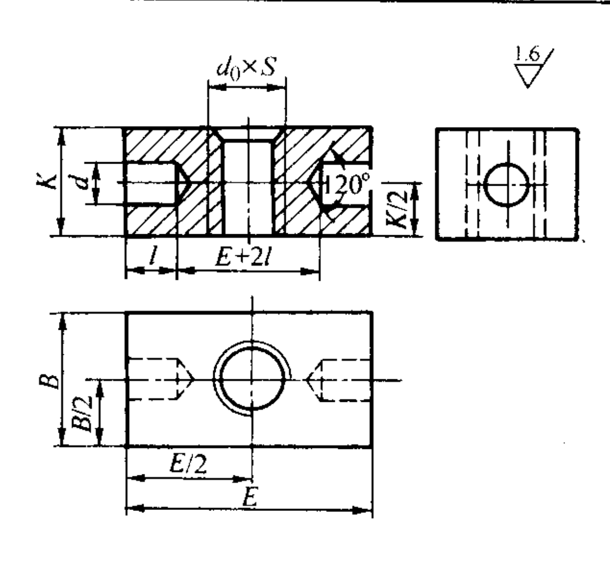


图 5.7-46 平板

材料：45 热处理：33～38HRC

表 5.7-52 平板尺寸（见图 5.7-46） mm

金属型	$d_0 \times S$	d 公称尺寸	d 公差（f7）	l	K	B	E
中型	T20×4	13	-0.016 -0.034	20	30	35	78
大型	T26×8	16	-0.016 -0.034	25	40	45	103

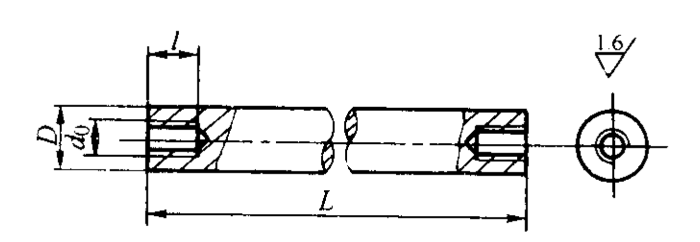


图 5.7-47 手柄

材料：45

表 5.7-53 手柄尺寸（见图 5.7-47） mm

金属型	d_0	l	D	L
中型	M8	15	15	200
大型	M10	20	20	250

2）螺杆抽芯机构 螺杆抽芯机构结构简单、省力、操作方便。常用的螺杆抽芯机构如图 5.7-51 所示。其结构及尺寸见图 5.7-52～图 5.7-56 和表 5.7-55～表 5.7-59。

3）偏心轴抽芯机构 偏心轴抽芯机构结构简单，使用方便，适合于抽拔位于金属型底部的型芯。偏心轴抽芯机构的结构和尺寸见图 5.7-57～图 5.7-60 和表 5.7-60～表 5.7-62。

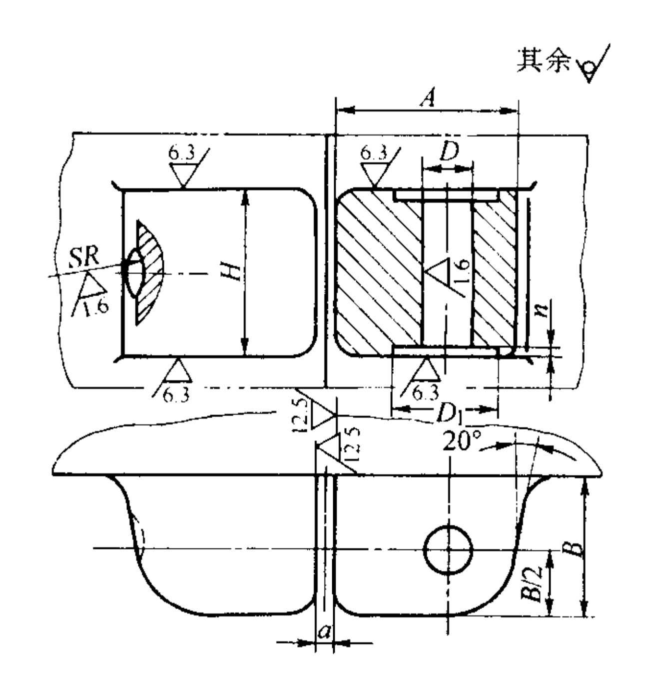


图 5.7-48 凸耳结构

表 5.7-54 凸耳结构尺寸（见图 5.7-48） mm

金属型	D 公称尺寸	D 公差（H8）	A	B	H	a	SR	D_1	n
中型	16	+0.027 0	38	45	75	8	20	50	2.5
大型	20	+0.033 0	42	55	100	8	25	54	3.5

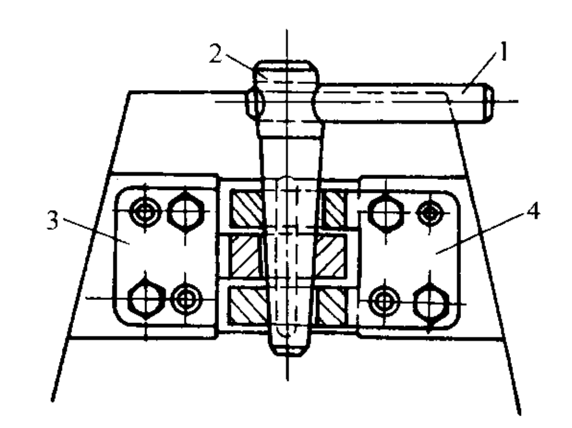


图 5.7-49 楔销锁

1—手柄；2—楔销；3、4—凸耳

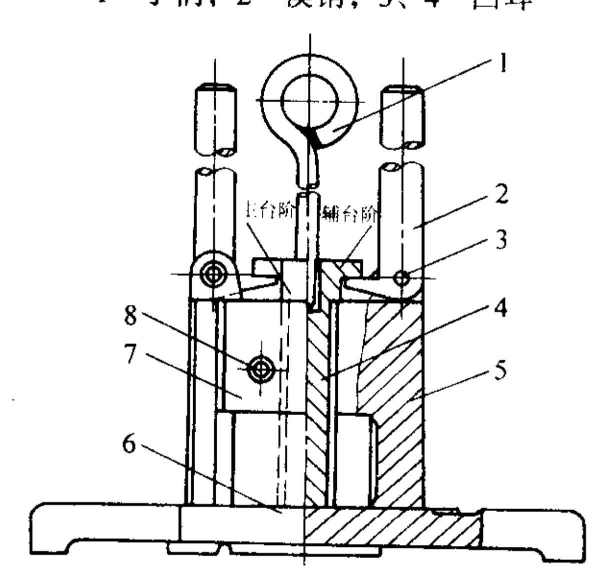


图 5.7-50 撬杆抽芯

1—提手；2—撬杆；3—轴；4—金属芯；5—右半型；6—底座；7—左半型；8—手柄

4）偏心轮抽芯机构 偏心轮抽芯机构结构简单、操作方便，常用于结构简单的上型芯抽芯。几种偏心轮抽芯机构的结构见图 5.7-61 和图 5.7-62，其有关尺寸见表 5.7-63。

5）齿条－齿轮抽芯机构 齿条－齿轮抽芯机构应用较为广泛，抽芯平稳，抽芯距离大，省力，但结构较为复杂，一般用于抽拔金属型底部或侧面的型芯。常用的齿条－齿轮

抽芯机构形式如图 5.7-63 和图 5.7-64 所示。其中图 5.7-64 中 $A = 295 \sim 420$ mm，$D = 100 \sim 150$ mm，$L = 450 \sim 550$ mm。

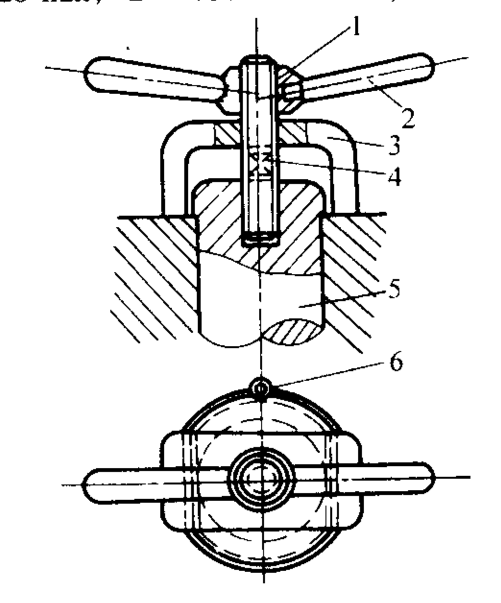


图 5.7-51　螺杆抽芯机构

1—螺母；2—手柄；3—压块；4—螺杆；5—型芯；6—销钉

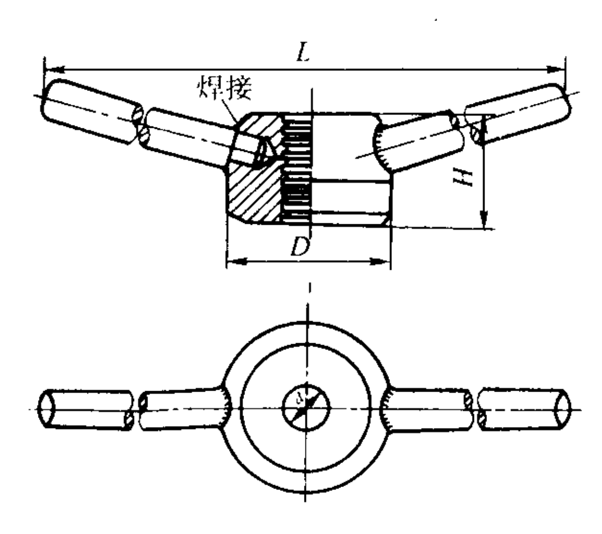


图 5.7-52　抽芯手把

材料：45　淬火 33 ~ 38HRC

表 5.7-55　抽芯手把（见图 5.7-52）　mm

d	D	H	L（近似值）
T16 × 4	50	35	400
T20 × 4	60	40	450
T30 × 6	70	50	500

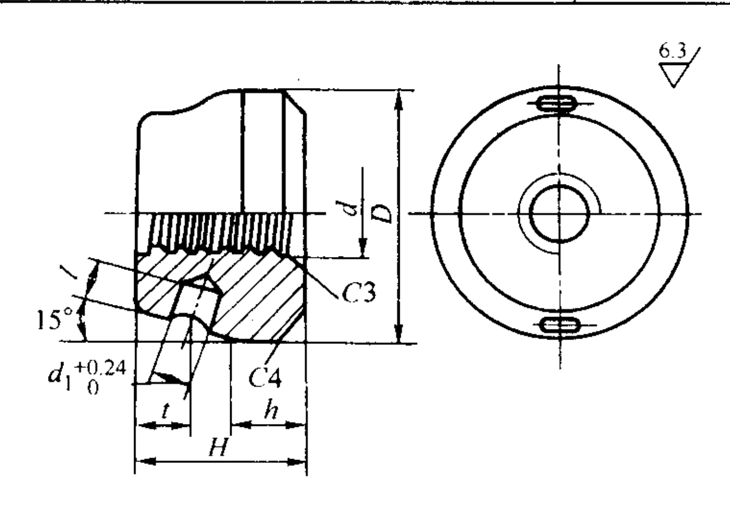


图 5.7-53　螺母

材料：45　淬火 33 ~ 38HRC

表 5.7-56　螺母尺寸（见图 5.7-53）　mm

d	D	H	h	t	d_1	l
T16 × 4	50	35	11	12	10	10
T20 × 4	60	40	15	12	12	12
T30 × 6	70	50	20	15	16	16

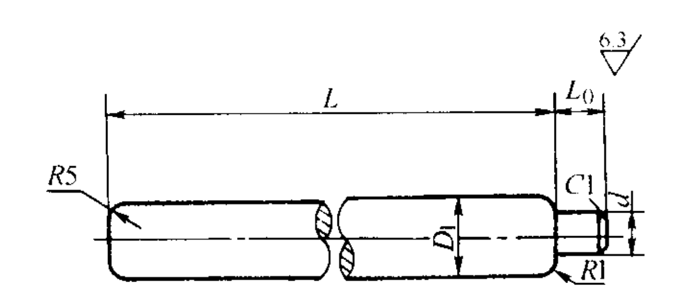


图 5.7-54　手把

材料：45　淬火 33 ~ 38HRC

表 5.7-57　手把尺寸（见图 5.7-54）　mm

D_1	L	$d_{-0.24}^{\ 0}$	L_0
15	180	10	10
16	200	12	12
20	220	16	16

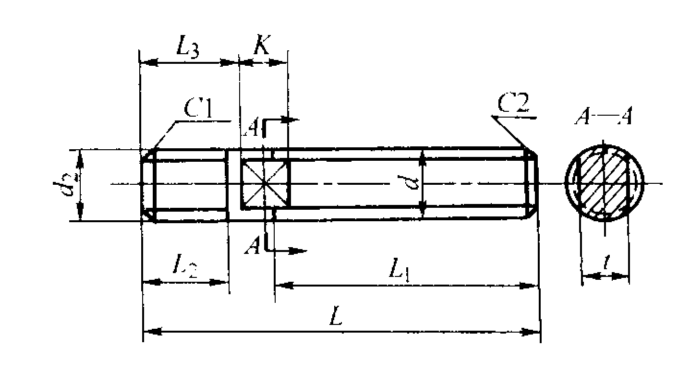


图 5.7-55　螺杆

材料：45　淬火：33 ~ 38HRC

表 5.7-58　螺杆尺寸（见图 5.7-55）　mm

d	L	L_1	L_2	L_3	K	t	d_2
T16 × 4	100	52	24	26	10	12	M16
T20 × 4	120	65	30	32	12	17	M20
T30 × 6	140	85	40	43	16	26	M30

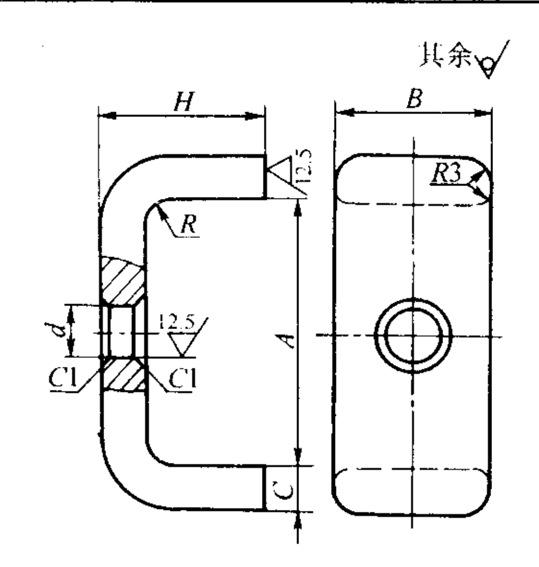


图 5.7-56　压块

材料：35（代号 U20352）

表 5.7-59　压块尺寸（见图 5.7-56）　mm

<table>
<tr><th>A</th><th>B</th><th>H</th><th>C</th><th>R</th><th>d</th></tr>
<tr><td>50</td><td rowspan="3">40</td><td rowspan="3">50</td><td rowspan="3">12</td><td rowspan="3">5</td><td rowspan="3">17</td></tr>
<tr><td>70</td></tr>
<tr><td>90</td></tr>
<tr><td>110</td><td rowspan="8">60</td><td rowspan="5">60</td><td rowspan="3">16</td><td rowspan="5">10</td><td rowspan="5">21</td></tr>
<tr><td>130</td></tr>
<tr><td>150</td></tr>
<tr><td>170</td><td rowspan="2">18</td></tr>
<tr><td>180</td></tr>
<tr><td>210</td><td rowspan="2">70</td><td rowspan="2">20</td><td rowspan="2">15</td><td rowspan="2">31</td></tr>
<tr><td>230</td></tr>
</table>

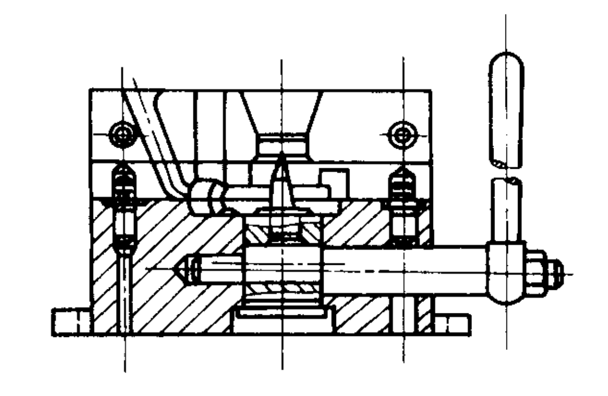


图 5.7-57　偏心抽芯机构

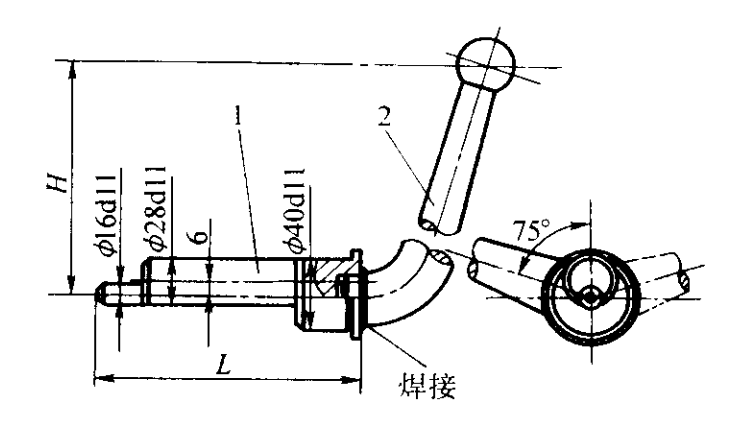


图 5.7-58　偏心手把
1—偏心轴；2—手把

表 5.7-60　偏心手把尺寸（见图 5.7-58）　mm

L	140	160	180	200	250
H	250	300		360	

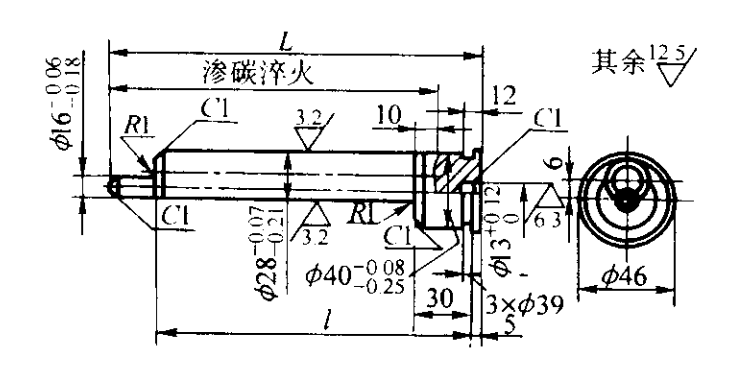


图 5.7-59　偏心轴
材料：25
渗碳淬火：渗碳深度 0.8 ~ 1.2 mm，40 ~ 45HRC
（允许 T8A 代用，45 ~ 50HRC）

表 5.7-61　偏心轴尺寸（见图 5.7-59）　mm

L	140	160	180	200	250
l	110	130	150	170	220

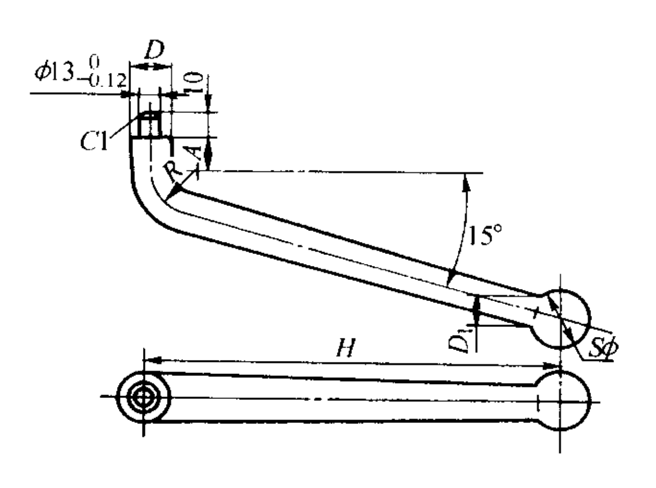


图 5.7-60　手把
材料：45（代号 U20452）　淬火：33 ~ 38HRC

表 5.7-62　手把尺寸（见图 5.7-60）　mm

H	D	Sφ	D_1	A	R
150	20	20	15	—	20
200	24	24	18	10	22
250				30	30
300	30	30	20		
360					

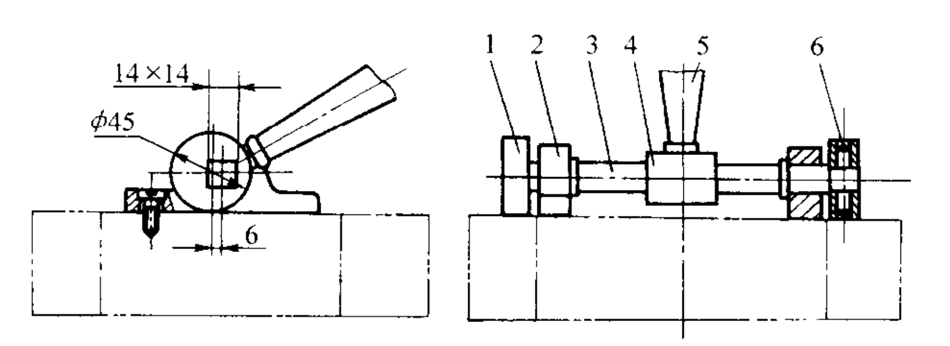


图 5.7-61　偏心轮抽芯机构（之一）
1—偏心轮；2—支架；3—轴；
4—连接管；5—手柄；6—圆柱销

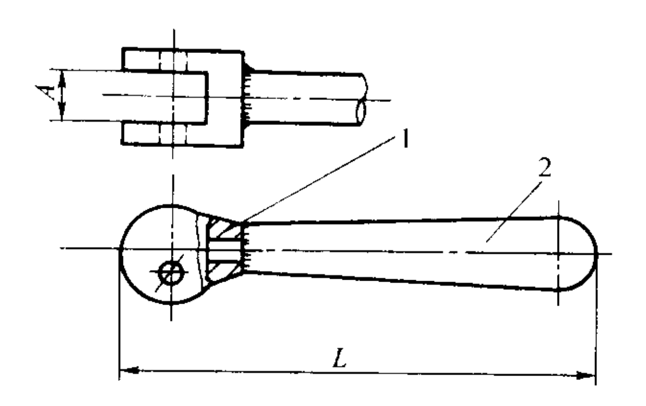


图 5.7-62　偏心轮抽芯机构（之二）
1—偏心轮；2—手柄

表 5.7-63　偏心轮尺寸（见图 5.7-62）　mm

A	L
22	200
32	300

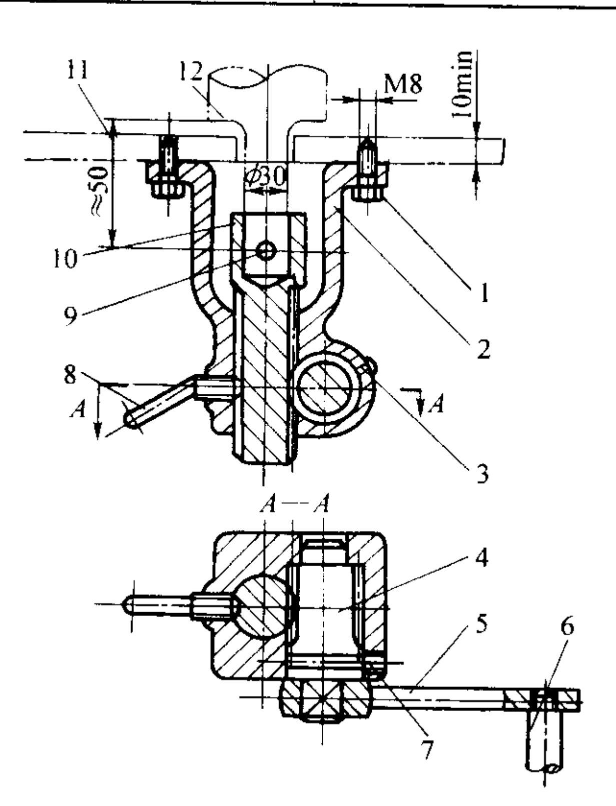


图 5.7-63　齿条-齿轮抽芯机构形式之一
模数 $m=2.5$；齿数 $z=12$；齿距 $p=7.85$；
1—螺栓；2—壳体；3—油杯；4—齿轴；
5—摇臂；6—手柄；7—止动；8—压紧螺钉；
9—插销；10—齿条；11—底座；12—型芯

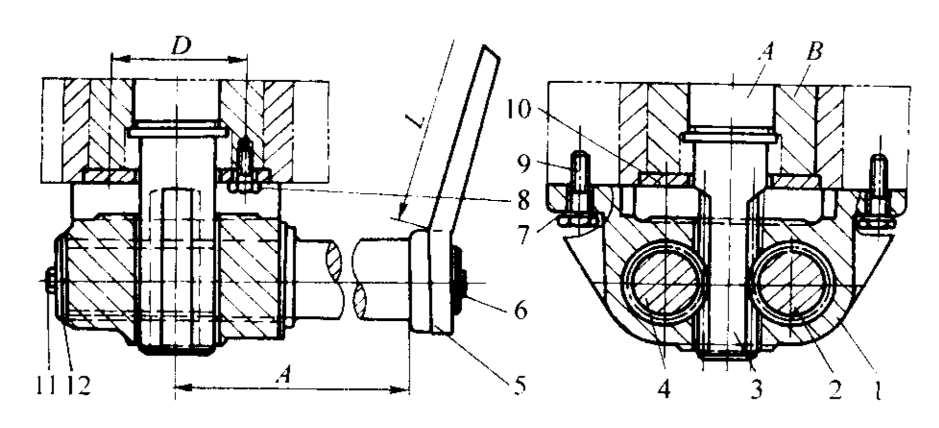


图 5.7-64　齿条 - 齿轮抽芯机构形式之二

模数 $m = 4$ mm；齿数 $z = 12$；齿距 $p = 12.56$ mm；
1—支架；2、4—齿轴；3—齿条；5—手柄；
6、12—垫圈；7—弹簧垫圈；8、9、11—螺栓；10—圆环
（本抽芯机构可用于两次抽芯，先抽芯 A，然后通过圆环 10 带动型芯 B）

6）蜗杆 - 蜗轮抽芯机构　蜗杆 - 蜗轮抽芯机构用于专用金属型铸造机上抽拔较大的型芯。常用的机构如图 5.7-65 所示。

（3）铸件顶出机构

设计铸件顶出机构时，应先确定铸件在开型后所停留的位置。有时利用型芯、镶块、活块以及浇注系统等使铸件浇注后停留在合适的位置，不设置专门的顶出机构就可以方便地从铸型中取出铸件，表 5.7-64 是使铸件在指定位置停留的一些措施。顶杆位置的选择应使铸件均匀顶出，防止铸件产生变形及其它一些缺陷，应注意：顶杆应布置在铸件受夹紧力最大的地方；顶杆的数量应足够多，并且分布合理；顶杆与铸件接触面积应足够大，防止铸件发生局部变形和在铸件表面产生压痕；顶杆应尽可能地布置在浇冒口上或铸件需机加工的部位；当铸件结构不宜布置顶杆时，可设置专门的工艺凸台。常见的顶出机构见表 5.7-65。

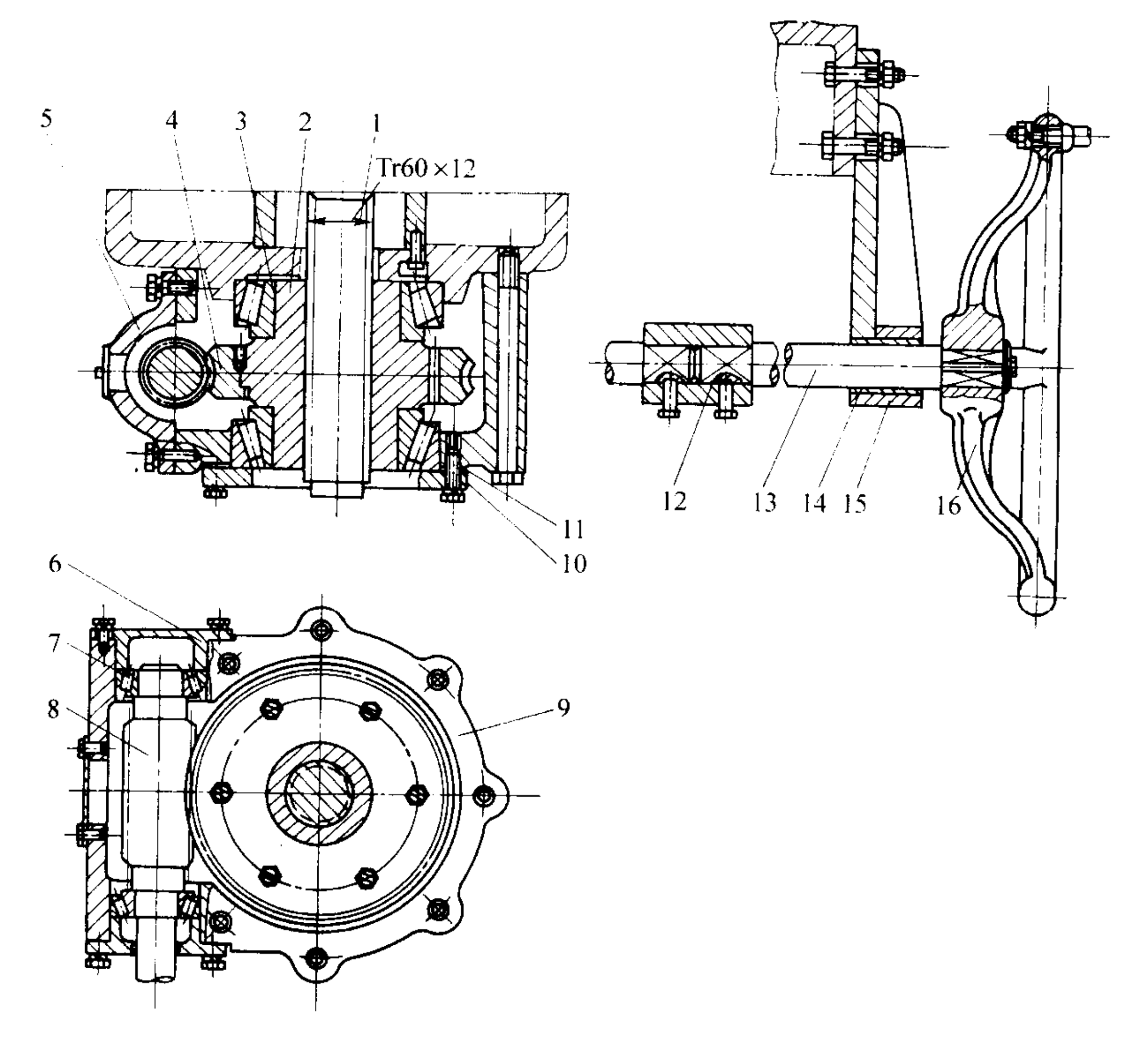


图 5.7-65　蜗杆 - 蜗轮抽芯机构

端面模数 $m = 61$ mm；法向模数 $m = 6$ mm；蜗轮齿数 $z_2 = 40$；蜗杆头数 $z_1 = 2$；
1—螺杆；2—蜗轮环；3—轴承；4—蜗轮；5—盖；6—压环；7—轴承；8—蜗杆；
9—壳体；10—圆环；11—垫片；12—套；13—轴；14—衬套；15—支架；16—手轮

表 5.7-64　使铸件在金属型的指定位置停留的方法

图　例	说　明	图　例	说　明
1—铸件；2—底座； 3—左半型；4—右半型	设法将铸件的一部分设计在金属型底座内，开型后铸件停留于底座	1—铸件；2—底座	若金属型底座有凸入铸件内的成形部分，开型后铸件停留于底座。适合内型矮、简单、斜度大的铸件

续表 5.7-64

图例	说明	图例	说明
1—铸件；2—金属芯；3—底座；4—左半型；5—右半型	用底部金属芯固定铸件于底座。适宜于有金属芯的铸件	1—铸件；2—型芯；3—底座；4—左半型；5—右半型	利用砂芯或壳芯固定铸件
1—铸件；2—金属芯	利用侧面金属芯固定铸件于侧面	1—工艺凸块	利用工艺凸块配合浇道固定铸件
1—浇道；2—铸件；3—底座	利用浇道固定铸件	1—铸件；2—砂芯；3—镶块	将砂芯安装在镶块上固定铸件
1—铸件；2—镶块；3—底座；4—左半型；5—右半型	利用镶块固定铸件	后开 A 后开 铸件 先开 先开 B	先开中部铸型，用下部型芯 B 和上部铸型 A 同时固定铸件。适用于高度尺寸大、定位性差及铸件形状有特殊工艺要求的铸件

表 5.7-65 顶出机构的类型及应用特点

类型	图例	特点与应用
敲击顶出机构		敲击顶杆将铸件顶出，利用弹簧复位 适用于简单小型铸件
偏心轴顶出机构		利用偏心轴推动顶杆顶出铸件，顶出距离一般在 20 mm 以内，顶出力小 适用于顶出距离短的简单铸件

续表 5.7-65

类型	图例	特点与应用
半型移动顶出机构		顶出机构随金属型移动，当顶杆板碰上螺杆支架时，顶出机构停止运动，当金属型继续作开型运动时，铸件被顶出
半型固定顶出机构		装有顶出机构的半型固定在铸造机的平台上，顶出机构和另一半铸型装在铸造机的安装板上，靠铸造机的开（合）型机构顶出铸件
浮动顶杆顶出机构		在金属型的下半型上装上浮动顶杆，利用铸造机上的抽芯机构向上运动来推动顶杆即可顶出铸件

(4) 金属型型体与传动机构的连接

金属型型体与传动机构的连接方式有多种，如用螺纹、插销和T形槽连接等，如图5.7-66～图5.7-69所示。插销连接更换金属型方便，但结构较复杂，同时要求插销应有足够的抗剪强度；T形槽连接结构简单，抗剪能力强，便于制造。这些方式也可用在金属型动型板与传动机构的连接。

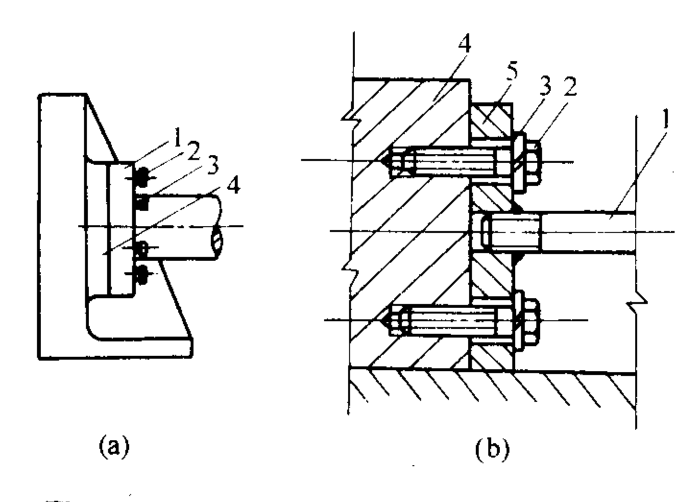


图5.7-66 金属型型体与传动机构用螺钉联接
1—连杆；2—螺钉；3—垫圈；4—型体；5—安装板
（a图连杆和安装板做成一整体）

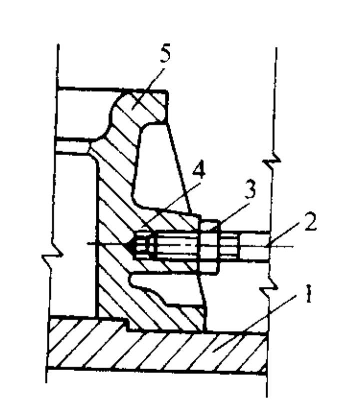


图5.7-67 金属型型体与传动机构用螺杆和锁紧螺母联接
1—安装板；2—连杆；3—锁紧螺母；
4—连接凸台；5—型体

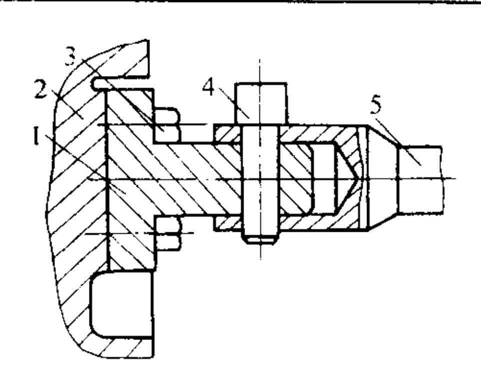


图5.7-68 金属型型体与传动机构插销连接
1—接头；2—型体；3—螺钉；
4—插销；5—连杆

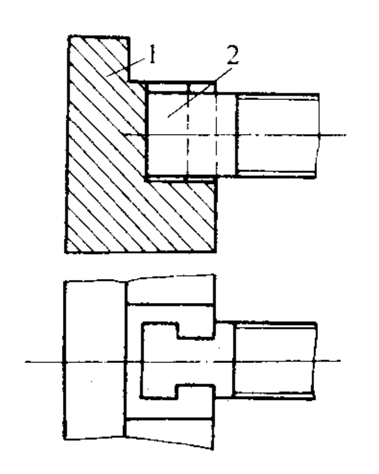


图5.7-69 金属型型体与传动机构用T形槽连接
1—型体；2—具有T形连接头的连杆

3.4 金属型加热和冷却

(1) 金属型加热装置

1) 加热装置的类型与特点见表5.7-66。

2) 加热器设计

① 电阻丝加热　在金属型需要加热处设置电阻丝，如图5.7-70所示。这种方法使用方便，装置紧凑，加热温度可以自动调节。电阻丝可以装在金属型型体上，也可以安装在金属型铸造机上，也可以用活动电阻丝加热器，直接放在敞开的金属型上加热。

表 5.7-66 金属型的加热装置与类型

类型	图例	特点
箱式电阻炉加热		采用可移出底盘的箱式电炉，将金属型放入电炉中加热 金属型结构简单，成本低，型温均匀，加热效果好，但生产过程中加热困难，型温不易控制 适用于多品种、中小型金属型加热
固定式电加热器加热		在金属型铸造机的安装板上设计电加热器，金属型安装在铸造机上加热 金属型结构简单，成本低，加热方便，在生产过程中容易补充加热，型温容易控制，但效率低，不安全 适用于中小型金属型加热
移动式电加热器加热		加热器放在两半型之间通电加热，金属型结构简单，成本低，加热方便、安全，但热效率低，型温不均匀，补充加热时必须停止浇注 适用于单一分型面的各种尺寸的金属型
直接式电加热器加热		金属型中设置电加热元件，通电对金属型直接加热 热效率高，使用方便，型温容易控制，但金属型体积增大，成本高，不安全 适用于大量生产的大型金属型
煤气加热		用煤气或液化气对金属型加热 使用方便、快捷、经济，但型温不易控制 移动式加热器用于各种尺寸的金属型 固定式加热器用于大型金属型
用熔融金属加热		用熔融金属液连续浇注一定数量的铸件来提高金属型的工作温度，加热方便，速度快，但不安全，金属型寿命短，只适用于生产过程中的补充加热

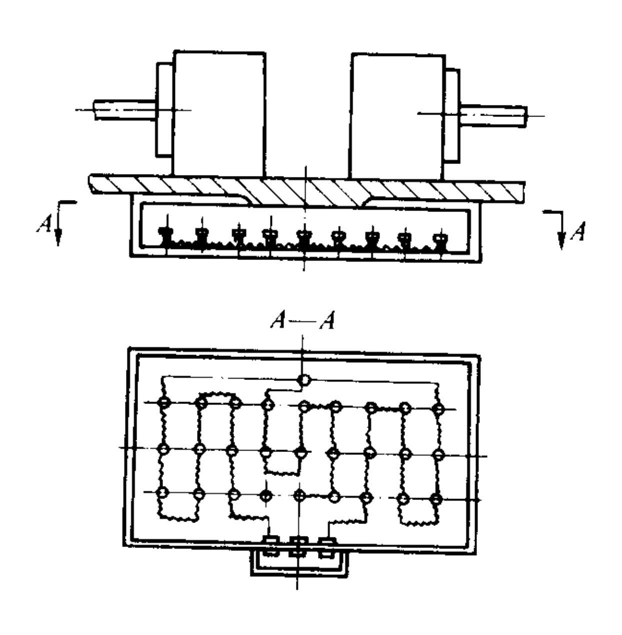


图 5.7-70 电阻丝加热

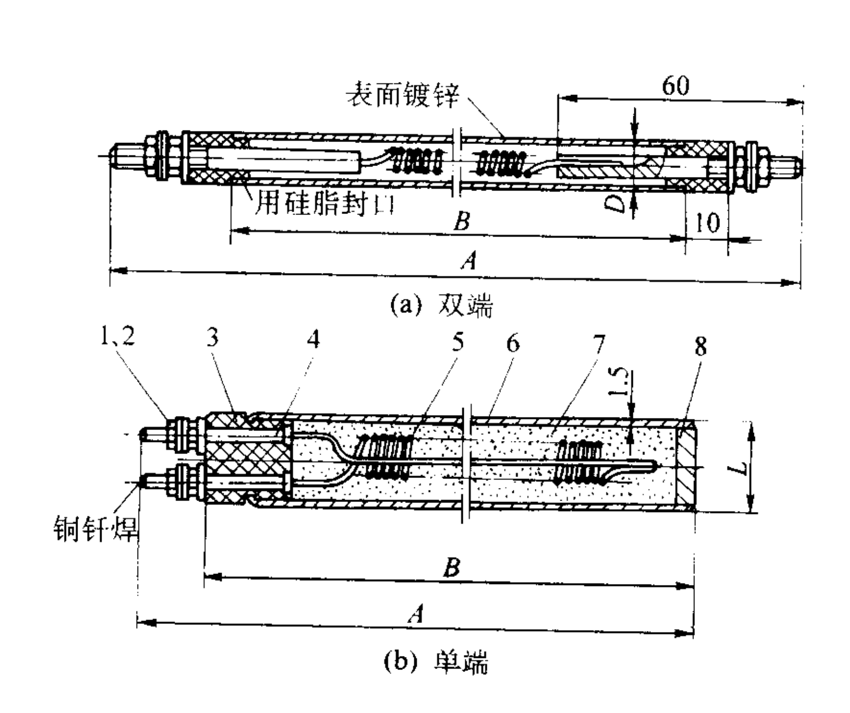


图 5.7-71 管状加热元件

1—螺母；2—垫片；3—绝缘子（陶瓷）；4—接线头（Cr20Ni80）；5—电阻丝（Cr20Ni80）；6—外壳（1Cr18Ni9Ti）；7—填料（电熔氧化镁）；8—堵头（1Cr18Ni9Ti）

② 管状加热元件加热　当金属型壁厚超过 35 mm 时，可用管状加热元件加热，如图 5.7-71 所示。这种方法效率高，拆装方便、寿命长。表 5.7-67 列出了 SRD 型单端管状加热元件的技术参数。

表 5.7-67 SRD 型单端管状加热元件

型号	电压/V	功率/kW	最高工作温度/℃	外形尺寸/mm		
				A	B	D
SRD-1	220	0.4	400	150	110±10	19.5
SRD-2	220	0.7	400	250	200±10	19.5
SRD-3	220	0.9	400	300	250-10	19.5
SRD-4	220	1.1	400	350	300-10	19.5
SRD-5	220	1.4	400	450	400-10	19.5
SRD-6	220	1.4	400	500	450-20	19.5
SRD-7	220	1.8	400	550	500-20	19.5
SRD-8	220	1.8	400	650	600-20	19.5
SRD-9	220	2.2	400	700	640-20	19.5
SRD-10	220	2.2	400	750	690-20	19.5
SRD-11	220	2.8	400	1 000	900-20	19.5

管状加热元件安放的原则是，在不影响金属型强度的情况下，离型面越近越好，如图 5.7-72 和图 5.7-73 所示。

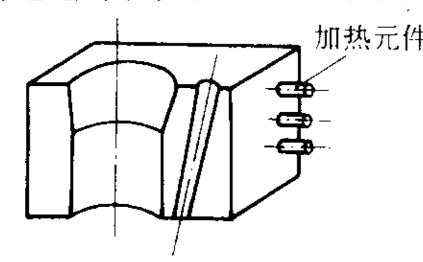


图 5.7-72 安放管状加热元件的金属型举例

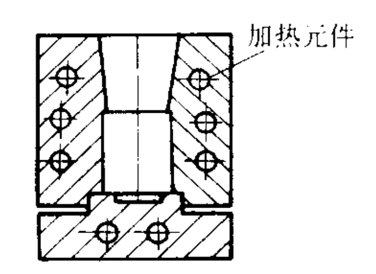


图 5.7-73 安放管状加热元件的金属型剖面

③ 煤气加热 对于小型金属型可以用移动式喷嘴直接加热；对于大、中型金属型则应设置专用喷嘴加热。图 5.7-74～图 5.7-76 为用煤气加热金属型示意图。

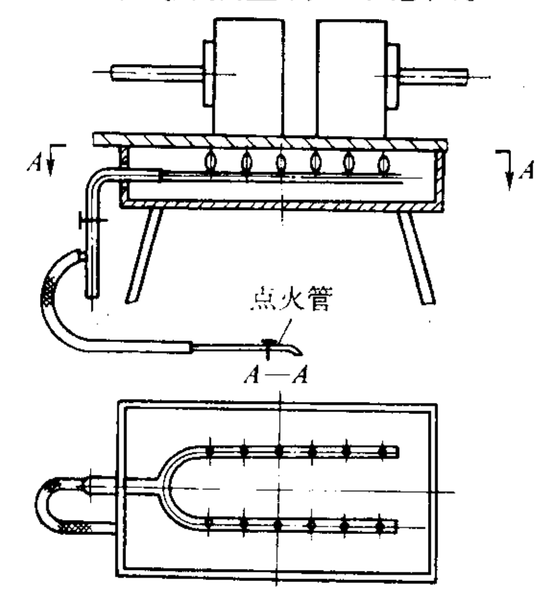


图 5.7-74 移动式煤气喷嘴底部加热装置

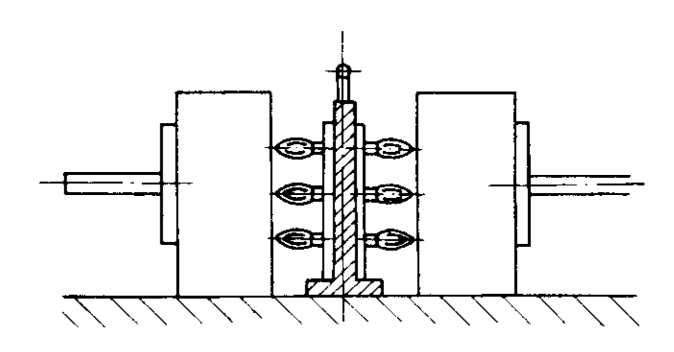


图 5.7-75 移动式煤气喷嘴分型面加热装置

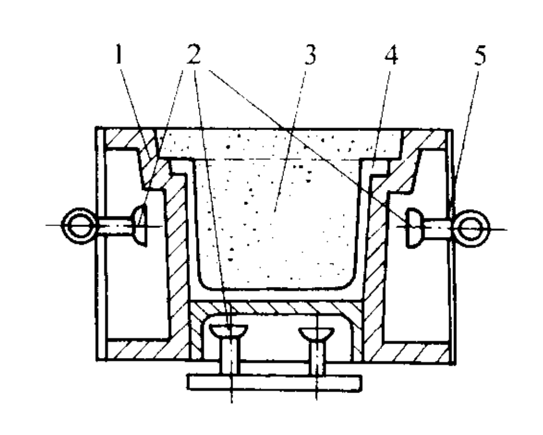


图 5.7-76 专用煤气喷嘴加热金属型

1—金属型；2—煤气喷嘴；3—型芯；4—型腔；5—护板

(2) 金属型冷却装置

为防止金属型在连续浇注时温度升高而导致铸件质量下降（如晶粒粗大等）和降低生产效率，应在金属型结构中设置冷却装置，保持浇注过程中的热平衡，并使铸件具有合理的凝固顺序和冷却速度。金属型的冷却装置见表 5.7-68。

3.5 金属型用材料及其选用

1) 对金属型材料的要求 金属型材料是决定金属型寿命及制造成本的主要因素。由于金属型在高温下工作，因此要求金属型材料应具有下列性能：具有足够的高温强度和热稳定性；具有足够的强度和韧性，能可靠地承受各种机械力的作用；在高温金属液作用下不致被熔焊；温度急剧变化时产生的热应力要小，不易产生翘曲、变形和裂纹；铸造性能及机械加工性能要好。

表 5.7-68 金属型冷却装置

冷却装置	图例	特点与应用
在金属型背面设置散热片或散热刺冷却		散热片及散热刺的数量越多，散热面积越大，散热效果越好。一般散热刺平径直径 10 mm 左右，间距 30～40 mm。散热片的厚度，可根据金属型的大小，选 4～12 mm，片与片的间距为散热片厚度的 1～1.5 倍。它们的高度都以不超过金属型外廓尺寸为宜 适用于用铸铁制成的金属型

续表 5.7-68

冷却装置	图 例	特点与应用
对金属型抽气或通压缩空气冷却	抽气 抽气	在金属型背面留出抽气空间，用抽气机抽气，也可以用压缩空气吹气，以达到降低金属型温度的目的 散热效果好，使用安全，不影响金属型使用寿命
对金属型通水冷却	出口 进水	在金属型型腔背面钻通水孔，温度升高时，通水冷却，效果最好，但应避免冷却速度太快而降低金属型使用寿命 用于铜合金铸件
设置冷却水槽冷却	出口 进口	浇注时将金属型放入水槽中，冷却水要保持流通 冷却效果好，铸件质量高 用于铜合金铸件
设置激冷块冷却		对要求局部激冷的金属型，在激冷处安置激冷块或带散热片的激冷块，加快该处的冷却速度，以防止产生缩松。激冷块的材料为阴极铜
设置冷却肋与冷却孔冷却	2~4 φ2~φ4	对易产生轻微缩松的铸件局部较厚的部位可在其型面上开设冷却肋或冷却孔。冷却肋为 2~4 mm 的三角形，冷却孔常设在分型面上，直径为 2~4 mm

2）材料的选择 金属型的型体、底板及型芯等广泛采用铸铁和中碳钢。铸铁制的金属型寿命低、修补时没有碳钢方便，所以复杂型面的金属型常用碳钢制造，而小型芯和薄活块，浇注时受金属液包围，工作条件恶劣，宜采用合金钢制造。常用的金属型材料及热处理要求见表 5.7-69。几种常用金属型材料的物理性能见表 5.7-70。

表 5.7-69 常用金属型材料及热处理要求

材料类别	常用牌号	零件特点	用 途	热处理要求
铸铁	灰铸铁（常选用 HT150、HT200） 蠕墨铸铁 球墨铸铁	接触金属液的零件及一般件	型体、底座、浇道、冒口、支架、金属型铸造机上的铸造零件等	退火
普通碳素钢			螺钉、螺母、垫圈、手柄等	
优质碳素钢	20 25	要求渗碳	轴、主轴、偏心轴、样板等	渗碳深度：0.8~1.2 mm；淬火：40~45HRC
	30	常用标准件	螺钉、螺母、螺栓、手柄、底座等	

续表 5.7-68

材料类别	常用牌号	零件特点	用　　途	热处理要求
优质碳素钢	45	接触金属液的零件及一般件	型体、型芯、底座、活块、顶杆、排气塞等	调质
		要求耐磨的零件	齿轮、齿条、手把、锁扣、定位销、轴、偏心轴、连杆、反推杆、顶杆板、拉杆等	淬火：33～38HRC
弹簧结构钢	65Mn		弹簧垫圈	
	50CrVA		螺旋弹簧	
碳素工具钢	T7A T8A T10A	承受冲击负荷的零件	顶杆、拉杆、承压零件	淬火：45～50HRC
合金结构钢	40Cr 35CrMnSiA 3Cr2W8V 4Cr5MoV1Si	特殊要求时应用	镶件、形状复杂同时截面变化急剧的组合型芯、薄片状或细小而长的型芯、重负荷面形状复杂的顶杆	淬火，回火
铜	T1	高导热性零件	排气塞、激冷块	
铝合金	ZL105		铸件批量不大且需迅速投产时，可用铝合金制造金属型型体	阳极化处理使得到 Al_2O_3 氧化层深度达 0.3 mm，熔点在 2 000℃以上

注：1. 普通灰铸铁中加入 w（Mo）=0.8%，w（Sn）=0.06%可提高出现初始裂纹前的加热次数。
2. 金属型本体铸造成形后，一定要进行退火处理，消除内应力。

表 5.7-70　几种常用金属型材料的物理性能

材料名称	热导率 λ/W（m·K）$^{-1}$		比热容 c/kJ·（kg·K）$^{-1}$		膨胀系数 $\alpha_l/10^{-6}$ K		密度 ρ/g·cm^{-3}
	200℃	300℃	200℃	400℃	200℃	400℃	
45	46.47	41.45	0.48	0.52	12.32	13.71	7.76
HT200	47.7	45.6	0.54	0.39	12.25	13.2	7.2
T10A	380.3	274.5	0.385	—	17.0	—	8.92
纯铝	210.58	228.56	—	—	24.5	26.4	2.7

3.6　金属型的尺寸精度及表面粗糙度

（1）金属型的尺寸精度

1）型腔尺寸公差　金属型型腔的尺寸公差见表 5.7-71～表 5.7-73。

表 5.7-71　型腔尺寸公差　mm

型腔基本尺寸	铸件尺寸精度等级			
	CT7	CT8	CT9	CT10
	型腔尺寸公差			
≤10	±0.09	±0.13	±0.15	±0.18
>10～16	±0.10	±0.14	±0.16	±0.20
>16～25	±0.11	±0.15	±0.18	±0.22
>25～40	±0.12	±0.16	±0.20	±0.25
>40～63	±0.13	±0.18	±0.22	±0.28
>63～100	±0.14	±0.20	±0.25	±0.30
>100～160	±0.15	±0.22	±0.28	±0.32
>160～250	±0.17	±0.25	±0.30	±0.35
>250～400	±0.20	±0.28	±0.32	±0.38
>400～630	±0.22	±0.32	±0.35	±0.40
>630～1 000	±0.25	±0.35	±0.40	±0.45

表 5.7-72　型腔转接圆弧半径公差　mm

圆弧半径基本尺寸	≤6	6～16	16～40	40～63	63～100
铸件公差	CT8～CT10				
圆弧半径偏差	±0.20	±0.22	±0.25	±0.28	±0.32

金属型装配后，其左右半型、半型与底座之间的平行度、垂直度每 100 mm 不大于 0.05 mm；分型面之间的间隙不大于 0.1 mm，局部间隙不大于 0.2 mm；安装螺孔、孔距公差 ±0.1 mm。

2）活动部件与金属型之间的间隙　金属型总是在受热状态下工作的，受热后的金属芯、顶杆、活块等活动部件与金属型本体之间的配合就比常温时紧，为了保证铸件的尺寸精度及正常的生产，活动部件与金属型之间应保持一定的间隙，见表 5.7-74。

3）一般尺寸公差　金属型型体无特殊要求的部位的一般尺寸公差按表 5.7-75。

（2）金属型的表面粗糙度（见表 5.7-76）

3.7　金属型寿命

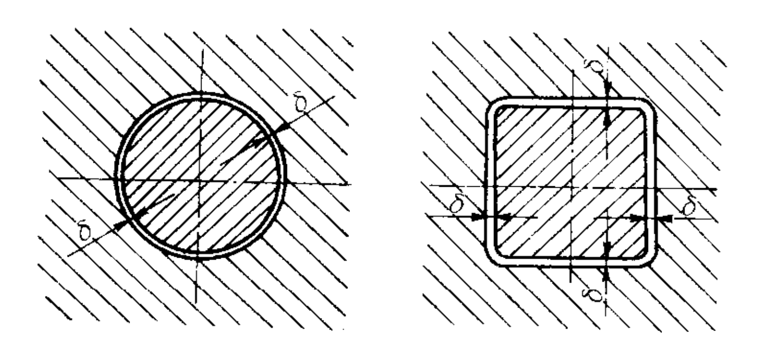
（1）平均寿命

表 5.7-73 角度尺寸公差

短邻边长度 l	≤10	>10~18	>18~30	>30~50	>50~80	>80~120	>120~260	>260~360	>360
角度偏差 $\Delta\alpha$	45′	30′	25′	20′	10′	6′	5′	4′	3′

表 5.7-74 活动部件与金属型本体之间的间隙

mm



公称尺寸	配合间隙 2δ
≤50	0.2~0.3
>50~100	0.3~0.4
>100~250	0.4~0.5
>250	0.5~0.8

表 5.7-75 一般尺寸公差

mm

公称尺寸	孔（H12）	轴（h12）	长度偏差	钻孔深度偏差		螺纹长度偏差
	偏差	偏差		上偏差	下偏差	
1~3	+0.10 0	0 -0.10	±0.20	+0.50	-0.25	—
>3~6	+0.12 0	0 -0.12				
>6~10	+0.15 0	0 -0.15				
>10~18	+0.18 0	0 -0.18	±0.40	+1.00	-0.50	+1.00 -0.50
>18~30	+0.21 0	0 -0.21				
>30~50	+0.25 0	0 -0.25				
>50~80	+0.30 0	0 -0.30				
>80~120	+0.35 0	0 -0.35	±0.60			
>120~180	+0.40 0	0 -0.40				
>180~250	+0.46 0	0 -0.46				
>250~315	+0.52 0	0 -0.52	±0.80			
>315~400	+0.57 0	0 -0.57				
>400~500	+0.63 0	0 -0.63	±1.00	—	—	—
>500~630	+0.70 0	0 -0.70				
>630~800	+0.80 0	0 -0.80	±1.20			
>800~1 000	+0.90 0	0 -0.90				
>1 000~1 250	+1.05 0	0 -1.05	±1.80			
>1 250~1 600	+1.25 0	0 -1.25				
>1 600~2 000	+1.5 0	0 -1.5				
>2 000~2 500	+1.75 0	0 -1.75				

表 5.7-76　金属型各部分表面粗糙度要求

加工部位	表面粗糙度要求/μm
型腔：1）相应于铸件的有加工余量部分	$Ra=6.3\sim3.2$
2）一般要求	$Ra=3.2\sim1.6$
3）个别部分特殊要求	$Ra=0.8$
分型面、安装面、定位销孔	$Ra=6.3\sim1.6$
浇注系统	$Ra=6.3\sim3.2$
型芯及有加工余量部分	$Ra=6.3\sim3.2$
相互滑动或接触部分	$Ra=3.2\sim1.6$
通气槽	$Ra=6.3$
冒口部分	$Ra=12.5\sim6.3$
非加工面的减轻部分	$Ra=12.5$

金属型寿命是指金属型在其报废前所能浇注铸件的绝对次数，一般与金属型材料、铸件材料及铸件特性等因素有关。铸件材料、铸件大小及金属型材料与金属型寿命的关系见表 5.7-77 和表 5.7-78。

（2）金属型破坏类型及原因（见表 5.7-79）

表 5.7-77　铸铁金属型的平均寿命（浇注次数）

铸件类型＼铸件材料	铸　钢	铸　铁	非铁合金
小型铸件	500 ~ 1 000	≥5 000	数万至数十万次
中型铸件	300 ~ 500	1 000 ~ 5 000	数万次
大型铸件	100 ~ 250	200 ~ 500	—
特大铸件	20 ~ 50	50 ~ 200	—

注：铸件类型并无明确规定，一般小型铸件指 0.5 kg 以下的铸铁件和 5 kg 以下的铸钢件；特大铸件指重量在 1 t 以上，壁厚达 100 mm 以上的铸件。

表 5.7-78　用特种铸铁或钢制作的金属型平均寿命（浇注次数）

铸件类型	金属型材料	铸件材料	
		铸钢	铸铁
中型铸件	高强度铸铁	400 ~ 600	2 000 ~ 5 000
大型铸件	铸钢	200 ~ 400	400 ~ 1 000
特大铸件	铸钢	80 ~ 250	100 ~ 400

表 5.7-79　常见金属型破坏类型及原因

类　型	特　征	破坏时间	破坏部位	破坏原因
外裂纹（又称穿透裂纹）	开始时破裂不深，经过几次浇注后，发展成穿透裂纹。发生这种破坏时，有时可听到破裂声。常见于厚大铸件用的金属型，薄壁铸件用的金属型较少有这种破坏	浇注几次铸件，或第一次浇注铸件时就发生，故又称早期破坏	常出现在金属型外壁	1）金属型剧烈受热冲击，使金属型内、外壁温差太大，内应力超过了材料的强度极限。金属型未预热或预热不充分 2）结构设计不合理，造成应力集中 3）型壁有某些容易形成应力的缺陷，如砂眼、气孔、夹渣等 4）金属型整体强度、刚度不足 5）金属型毛坯未经热处理，或热处理规范不合理，型体应力未有效清除 6）金属型材料和金相组织不符合要求
内裂纹（又称表面裂纹、龟裂）	开始时很难看出发裂，继续使用中增加了裂纹的深度和长度，并出现与第一条裂纹平行的其它裂纹，裂纹的方向与热应力的方向垂直	多次浇注以后	型腔及型芯的工作表面、特别是有强烈热流及散热困难的部位，如工作面上的尖角	1）在交变温度（即冷热反复循环）作用下，金属型材料产生"疲劳" 2）局部受热过高，高温作用时间太长 3）金属型材料和金相组织不符合要求 4）操作工艺不合理，开型太晚，铸件对金属型夹紧力太大，使金属型局部受到太大的机械应力。强行开型及抽芯，就可能使金属型表面变形或产生裂纹
翘曲变形		多次浇注以后		1）金属型刚度不高 2）金属型结构不好，壁厚变化太大、组成金属型的结构件太多 3）金属型各部分散热不好 4）金属型毛坯未进行热处理，或热处理规范不合理，使铸造应力未消除或消除不好 5）高温作用时间太长，开型太晚，操作不当 6）金属材料抗伸长性不好，金相组织发生变化，体积膨胀
烧伤	金属型局部和铸件熔接在一起，当铸件出型时，金属型被烧伤或熔接部分脱落，这种缺陷对钢铁金属铸件较严重	一般发生在长时间浇注以后，有时也发生在最初几次浇注	多产生在内裂纹处	1）金属型结构不好，致使过多热量集中在金属型局部位置，使这部分熔化，与铸件熔接在一起 2）金属型材料易和铸件合金起物理、化学反应 3）金属液对金属型局部有过强的冲刷作用 4）开型太晚，金属型受高温作用时间太长 5）涂料不好或喷涂操作不正确，质量不好 6）金属型保管不好，型腔表面未清理干净

(3) 延长金属型寿命的措施

1) 正确地选择金属型材料及热处理状态，还可进行局部渗硅、渗铬、渗铝，以及进行阳极化、等离子喷涂等保护措施来提高金属型寿命。

2) 正确地设计金属型结构及壁厚，尽可能地避免尖角及壁厚的急剧变化，图 5.7-77 为金属型加强肋的布置，其中图 a 避免了金属型局部加强肋集中。

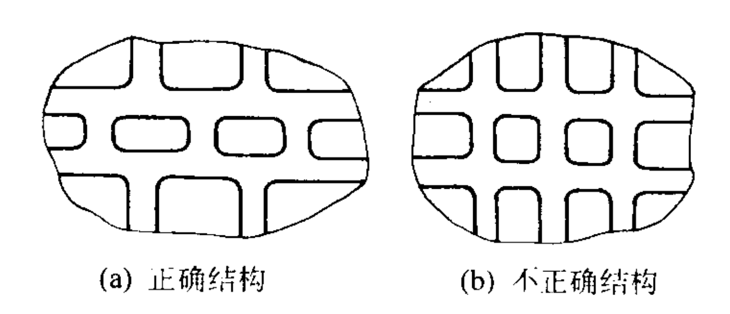


图 5.7-77 金属型加强肋结构

3) 设计浇注系统应尽可能使金属液平稳进入型腔，避免金属液强烈冲刷型腔工作面。对钢铁金属铸件，应尽可能将浇注系统设计在砂芯中。

4) 应选择合适的涂料和正确的喷涂工艺以尽可能避免"热冲击"。正确地进行金属型预热和冷却。正确掌握铸件脱型时间。

5) 金属型使用前应仔细清理，使用后要妥善保管。

4 铸造工艺

4.1 金属型的准备

(1) 金属型的清理（见表 5.7-80）

(2) 金属型的预热

金属型预热，是浇注前必不可少的工序之一。金属型在喷刷涂料前需先预热，预热温度根据涂料成分和涂敷方法确定。温度过低，涂料中水分不易蒸发，涂料容易流淌；温度过高，涂料不易黏附，会造成涂料层不均匀，使铸件表面粗糙。常用的金属型预热温度见表 5.7-81。

表 5.7-80 金属型的清理方法

清理方法	清理工艺	特点与应用
手工清理	1) 用刮刀刮去工作表面上的旧涂料和脏物 2) 用钢丝刷或砂布擦拭金属型型面，使其光洁 3) 用煤油清洗活动部分的锈迹 4) 用扁錾铲除型面黏附的金属并用油石打光 5) 取出排气塞清理气槽	1) 操作方便，不需要任何设备 2) 不易损坏金属型，不影响使用寿命 3) 手工操作，劳动强度大，生产效率低 4) 适用于薄片型面、细小的金属芯、型面上黏附的金属以及各活动配合部分的清理
喷砂	1) 将需要清理的金属型放入喷砂室内 2) 用薄板或旧布保护好不需要清理的配合表面 3) 对需要清理的表面进行低压喷砂直至除净涂料为止 4) 喷砂用的砂子应经过筛孔为 0.075 mm 的筛子过筛	1) 效率高，清理质量好，劳动强度低 2) 金属型磨损大，特别是尖角处容易打成圆弧，影响使用寿命 3) 薄片和细长的金属型芯不宜喷砂，以防变形 4) 广泛用于清理金属型型面的涂料和锈迹
化学清理	用纯碱或氯化钾溶液浸泡或涂刷需要清理的部位	用于清理金属型锈蚀严重的部位

表 5.7-81 金属型预热温度

铸造合金	预热温度/℃	铸造合金	预热温度/℃
铸铁	80 ~ 150	镁合金	150 ~ 200
铸钢	100 ~ 250	铜合金	80 ~ 120
铝合金	150 ~ 200		

金属型喷完涂料还需进一步预热至金属型的工作温度。金属型的工作温度是根据铸件结构及铸件材质确定的，在保证铸件质量的前提下，金属型的工作温度越低越好，因为金属型工作温度过高，会导致铸件力学性能下降，使操作困难，降低生产效率，缩短金属型寿命。但是，对某些合金，往往实际操作时预热温度要适当高些，然后待金属型温度稍降后，再进行浇注。几种合金浇注前金属型预热温度见表 5.7-82。

(3) 涂料及涂敷工艺

1) 喷刷涂料的目的　保护金属型，避免金属液直接接触金属型型壁，使铸件表面光洁，便于脱型。不同涂料厚度还可以调整凝固顺序，减少铸件缺陷，防止铸铁件产生白口。

2) 对涂料的要求　涂料应具备足够的耐热性、化学稳定性和一定的导热性能。使用时流动性要好，发气量要低，在剧烈温度变化时不发生龟裂和剥落。

3) 涂料的涂敷原则　金属型的型腔、型芯及浇冒口部位的型面均应喷刷涂料。型腔、型芯所用涂料应保证铸件表面光洁，浇冒口应采用保温涂料。铸件壁越厚，涂料层应减薄；反之，铸件壁越薄，涂料层应增厚。但冒口至需要补缩部位的涂料层厚度可逐渐减薄，以利于冒口的充分补缩。开型困难及易拉伤铸件的部位，应喷刷润滑性好的石墨涂料。涂敷涂料的顺序是先喷刷浇冒口系统，后喷刷需要涂料层厚的型腔表面，最后喷刷需要涂料层薄的型腔表面。

4) 涂料配方　各种铸造合金用金属型涂料的配方见表 5.7-83 ~ 表 5.7-87。

5) 涂料配制工艺

① 原材料准备　涂料中的各种耐火粉料在配制前都应进行充分干燥。石棉粉、滑石粉应在约 1 000℃下焙烧以去除结晶水；氧化锌、白垩粉应在 150 ~ 200℃下烘烤。

表 5.7-82 浇注前金属型预热温度

铸造合金	铸件特点	预热温度/℃	工作温度/℃
灰铸铁	—	250 ~ 350	≥200
可锻铸铁	—	150 ~ 250	120 ~ 160
铸铜	—	150 ~ 300	>80
铝合金	一般件 薄壁复杂件 金属芯	200 ~ 300 300 ~ 350 200 ~ 300	200 ~ 300 300 ~ 350 200 ~ 300
镁合金	一般件 薄壁复杂件 金属芯	200 ~ 350 300 ~ 400 300 ~ 400	200 ~ 350 300 ~ 400 300 ~ 400
铜合金	锡青铜 铝青铜 铅青铜 一般黄铜 铅黄铜	150 ~ 250 120 ~ 200 80 ~ 125 100 ~ 150 350 ~ 400	60 ~ 100 60 ~ 120 50 ~ 75 ≤100 250 ~ 300

表 5.7-83　铝合金铸件金属型铸造用涂料配方（质量分数）　%

编号	成分	配方	用途
1	氧化锌 水玻璃 水	9～11 6～8 其余	中小型及表面要求光洁的铸件型腔工作面
2	氧化锌 白垩粉 二氧化钛 水玻璃 水	6 4 3 6 其余	表面要求光洁的铸件型腔工作面
3	氧化锌 滑石粉 白垩粉 二氧化钛 水玻璃 水	3 14 3 2 6 其余	表面要求光洁的铸件型腔工作面
4	氧化锌或白垩粉 石墨粉 二氧化钛 水玻璃 水	4 9 9 7 其余	大型和厚壁铸件及表面容易拉伤的型腔工作面
5	石墨粉 水玻璃 水	10～15 6 其余	用于斜度小的型芯及厚壁铸件型腔工作面
6	氧化锌 二氧化钛 石棉粉 水玻璃 水	6 12 12 10 其余	薄壁铸件的型腔工作面
7	石棉粉 白垩粉 水玻璃 水	12～14 9～10 7～9 其余	浇冒口系统涂料
8	石棉粉 氧化锌 水玻璃 水	10～12 10～12 10～18 其余	浇冒口系统涂料
9	氧化锌 二氧化钛 石棉硅藻土粉 水玻璃 水	10 10 5 6 其余	浇冒口系统涂料
10	石墨粉 全损耗系统用油	5 95	用于金属型摩擦部位
11	石墨粉 钙基润滑脂	5 95	用于金属型摩擦部位

经过干燥后的粉状材料还应进行过筛，按 GB/T 9442—1988，一般可用 30/40 号筛子过筛；当铸件表面光度要求高时，应用 50/70 号筛子过筛。

水玻璃模数应为 2.4～3.0，密度应为 1.45～1.55 g/cm^3，若不符合，应进行调整。

② 涂料的配制　铝合金用涂料的配制是先把水玻璃溶解于 60～80℃的热水中，然后再把干混均匀的耐火粉料加入，再搅拌均匀；镁合金用涂料的配制是先将硼酸溶解于沸水中，然后将耐火粉料用热水搅拌成浆糊状，再把硼酸水趁热加入，仔细搅拌均匀，冷却到 30℃以下再加入水玻璃；铜合金用涂料的配制是先将松香碾碎，倒入酒精中，搅拌至全部溶解。若涂料中加入烟黑，则将破碎好的松香溶入汽油，然后将松香汽油溶液以细流注入盛烟黑的桶内，搅拌均匀；铸铁件、铸钢件用涂料的配制是先将耐火粉料混匀后，再兑入液体材料。

表 5.7-84　镁合金铸件金属型铸造用涂料配方（质量分数）　%

编号	成分	配方	用途
1	石墨粉 白垩粉 硼酸 水	7 25 7 其余	型腔工作面
2	滑石粉 水玻璃 硼酸 水	6.8 2.4 2.4 其余	型腔工作面（浇注前再喷上质量分数为 10%～15%的硼酸水溶液）
3	氧化锌 石棉粉 水玻璃 水	5 5 2 其余	型腔工作面（浇注前再喷上质量分数为 5%～6%的硼酸水溶液）
4	滑石粉 石棉粉 水玻璃 硼酸 水	10 8 3.5 6.5 其余	浇冒口系统
5	石棉粉 水玻璃 水	30 30 其余	浇冒口系统
6	白垩粉 石棉粉 水玻璃 水	2.8 8.7 1.8 其余	浇冒口系统

表 5.7-85　铜合金铸件金属型铸造用涂料配方（质量分数）　%

编号	成分	配方	备注
1	全损耗系统用油 石墨粉	96 4	1）锡青铜要求涂料严格，左列成分对锡青铜、磷青铜都比较好。每浇注 1～2 个件或 2～3 个件应刷一次 2）对于铝青铜、黄铜铸件一般可以不刷涂料，或在每班使用前刷一次，中间无特殊情况（如粘型、出气孔等）可不刷涂料 3）全损耗系统用油加石墨粉涂料使铸件表面不太光洁，不如用酒精松香涂料，但前者成本较低 4）全损耗系统用油的配料也可用桐油代替
2	全损耗系统用油 石蜡	50 50	
3	酒精 松香	20 80	
4	松香 烟黑（或石墨粉） 汽油	28 14 58	
5	全损耗系统用油	100	

6）涂料的保存　涂料配好后要妥善保管，不得混入脏物。配好的涂料不宜存放太长时间，应以不超过一昼夜为限，否则会变质失效。含氧化锌的金属型涂料保存一昼夜以后，由于水玻璃和水的相互作用，涂料中会逐渐形成苛性钠和复硅酸盐，使耐用性下降。反应式为

$$2(Na_2O \cdot SiO_2) + H_2O = Na_2Si_2O_5 + 2NaOH$$

而氧化锌在上述碱性介质中易变为氧化锌的水化物，反应式为

$$ZnO + 2NaOH = Zn(ONa)_2 + H_2O$$
$$Zn(ONa)_2 + 2NaOH = Zn(OH)_2 + 2Na_2O$$

7）涂料涂敷工艺　喷刷涂敷之前，应仔细清理金属型的工作面和通气塞，去除旧的涂料层、锈蚀物以及粘附的金属毛刺等。新投入使用的金属型，可用稀硫酸洗涤，或经轻度喷砂处理，以改善型面对涂料的粘附力。

表 5.7-86　铸钢件金属型铸造用涂料配方（质量分数）　%

编号	成　分	配　比	备　　注
1	硅石粉 耐火黏土 肥皂液 糖浆 水	87 8 1～2 1～3 其余	用水调至密度为 1.4～1.5 g/cm³，在金属型预热之前用毛笔刷涂
2	全损耗系统用油	100	金属型预热后用棉布擦涂（限用于小型铸钢件）
3	硅石粉 白泥 糖浆 重油	100 4 2 0.2～0.3	大型铸钢件用（注：配比中后三项是另加的，混碾 12 h 以上，水的质量分数为 28%～33%）
4	沥青 汽油	一份（体积） 三份（体积）	
5	脱水焦油	100	

清理好的金属型在涂敷涂料之前一般都需要进行预热。

涂敷涂料时应注意金属型不同部位要求的涂料层厚度。例如对非铁合金铸件，通常涂料层厚度为：浇冒口部 0.5～1 mm（个别情况时可达 4 mm）；铸件厚大部分的金属型型腔 0.05～0.2 mm；铸件薄壁部分的金属型型腔 0.2～0.5 mm；铸件上的凸台、肋板和壁的交界处，为了更快地冷却，可将喷好的涂料刮去。

4.2　金属型的浇注工艺

（1）合金的浇注温度

确定合金的浇注温度时应考虑下列因素。

1）形状复杂及壁薄的铸件，浇注温度应偏高些；形状简单、壁厚及重量大的铸件，浇注温度可适当降低。

2）金属型预热温度低时，应提高合金的浇注温度。为了充满铸件的薄断面，提高合金的浇注温度比提高金属型的温度效果要好。

3）浇注速度快时，可适当降低浇注温度；需缓慢浇注的铸件，浇注温度应适当提高。

4）顶注式浇注系统可采用较低的浇注温度；底注式浇注系统要求较高的浇注温度。

5）当金属型中有很大的砂芯时，可适当降低合金的浇注温度。

几种合金的一般浇注温度见表 5.7-88。

表 5.7-87　铸铁件金属型铸造用涂料配比（质量分数）　%

编号	成分	配比	用途	备　注
1	石墨粉 红煤粉 石棉粉 滑石粉 耐火黏土 桃胶 水	50 2 25 10 10 3 适量	灰铸铁	桃胶先用水熬成糊状，其他材料先混和均匀，然后加入桃胶和水调至密度为 1.15～1.25 g/cm³。用喷雾器喷涂
2	石墨粉 烟黑 耐火黏土 白泥 Na_2CO_3 糖浆 水	28 23 10 22 0.45～1 15 其余	可锻铸铁	配成密度为 1.4～1.5 g/cm³，用刷子涂刷
3	糖稀 水	20 80	要求具有一定深度白口层铸件	
4	硅石粉 耐火砖粉 耐火黏土 水玻璃 水	25 35 25 15 适量	浇冒口系统	配成密度为 1.4～1.5 g/cm³，用刷子涂刷

表 5.7-88　几种合金金属型铸造的浇注温度

钢铁金属			非铁合金		
铸造合金	铸件特点	浇注温度/℃	铸造合金	铸件特点	浇注温度/℃
普通灰铸铁	壁厚 > 20 mm 壁厚 < 20 mm	1 300～1 350 1 360～1 400	铝硅合金	—	680～740
			铝铜合金		700～750
球墨铸铁	—	1 360～1 400	镁合金	—	720～780
可锻铸铁	—	1 320～1 350	锡青铜	—	1 050～1 150
普通碳素钢	大件 中、小件	1 420～1 440 1 420～1 450	铝青铜	—	1 130～1 200
			磷青铜	—	980～1 060
高锰钢	—	1 320～1 350	锰铁黄铜	—	1 000～1 040

（2）浇注工艺

1）常规浇注　浇注一定要平稳，不可中断液流，应尽量使金属液沿浇道壁流入型腔，以利于消除气孔、渣孔等铸造缺陷；浇注时按照先慢、后快、再慢的浇注原则；浇包嘴应尽可能靠近浇口杯，以免金属液流过长造成氧化使铸件产生氧化夹杂。例如浇注铝合金时，最好不超过 50 mm；浇注镁合金，不应超过 30 mm。

2）倾斜浇注　开始浇注时将金属型倾斜一个角度（一般为 45°），然后随浇注过程而逐渐放平，如图 5.7-78 所示。倾斜浇注可以有效地防止铝合金铸件产生气孔、夹渣等缺陷。金属型的转动是通过浇注台或铸造机转动机构实现的。

3）振动浇注　振动浇注可以细化晶粒，提高铸件力学性能，减少铸造缺陷。因振动作用会影响变质效果，所以变质处理后铝硅合金不宜采用振动浇注。

（3）铸件在金属型中的保持时间

铸件在金属型中的保持时间取决于铸件壁厚、铸件材质

及金属型的工作温度。一般希望金属液在铸型中凝固后立即抽芯脱型，因此时铸件收缩小，产生的内应力小，形成裂缝的可能性小。对铸铁件还能避免形成白口。脱型时间太晚，铸件对金属型的包紧力增加、会造成金属型分不开和型芯抽拔困难。

4.3 金属型的试铸

金属型的试铸是金属型设计、制造、验收的重要阶段，它直接关系着批量生产中铸件质量的稳定性。试铸工作分为尺寸定型、冶金定型两个阶段进行。尺寸定型是使铸件满足产品图样尺寸要求；冶金定型是保证铸件内部质量符合铸件技术条件要求。

1）尺寸定型见表 5.7-89。

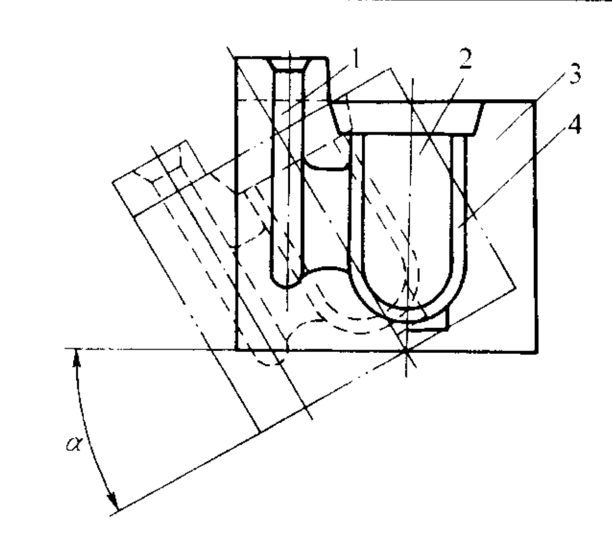


图 5.7-78 倾斜浇注示意图

1—浇道；2—型芯；3—金属型；4—型腔（实线表示金属型正常位置，虚线表示浇注开始时金属型所处倾斜位置）

表 5.7-89 尺寸定型步骤

步 骤	重 点 内 容
验收金属型	1）检查金属型是否有验收合格证书 2）将金属型安装在铸造机或专用的夹具上 3）操纵金属型，检查运转灵活性，有无卡死和受阻现象 4）将金属芯、砂芯、壳芯、活块等装入金属型中并检查各部分的间隙和位置准确性
试铸铸件，提交检查尺寸的铸件	1）按铸件的工艺规程浇注铸件，并应重点检查铸件材料、浇注温度、合模间隙、以及影响铸件尺寸变化的各项因素 2）提交检查尺寸的铸件，表面不应有影响尺寸变化的缺陷，提交铸件的数量一般为 3～5 件
检查铸件各部分的尺寸	1）按铸件图规定的基准进行划线检查，或用其它方法检查铸件的全部尺寸 2）将不合格的尺寸填写在尺寸结论表中
审查铸件尺寸结论	1）按尺寸结论表逐项地审查，找出尺寸不合格的原因和责任单位 2）对不合格的尺寸提出处理意见并做出修正或不修正的结论
对不合格的尺寸提出修理方案	1）铸件尺寸不合格是由于制造金属型，型腔尺寸超差造成的，由制造单位按尺寸结论表检查并修至合格 2）铸件尺寸不合格是由于金属型设计差错造成的，则设计人员应及时发出修理单并更改蓝图
修理金属型	1）按尺寸结论表检查金属型有关尺寸，对实物与图样有矛盾的尺寸，应向有关人员提出处理意见 2）按修理单和蓝图修理金属型
检查修理好的金属型	1）修理好的金属型应按程序提交检验 2）检验员应按修理单和蓝图检查已修理好的全部尺寸
第二次试铸铸件	1）参加试铸的人员应再次审查第一次检查尺寸后金属型的修理情况，熟记不合格的尺寸和产生的原因 2）试铸时应边试边检查第一次不合格的尺寸，特别是金属型的活动部位、铸件基准面以及容易变化的尺寸，并做好记录
做出铸件尺寸定型结论	1）经过 2 次或更多次试铸检查证明铸件尺寸合格，检验员可以做出铸件尺寸合格的结论 2）尺寸合格的铸件还要经过机械加工和装配试车，如无问题，才能做出铸件尺寸定型合格的结论

2）冶金定型见表 5.7-90。

表 5.7-90 冶金定型步骤

步 骤	重 点 内 容
试铸铸件	1）严格按铸件的试铸工艺规程进行，并检查合金的熔化温度、金属型的工作温度、合金的浇注温度、浇注时间，并将这些数据记入试铸记录本中 2）试铸过程中如发现铸件有缺陷，应及时调整工艺参数，直至铸件表面没有缺陷为止 3）待铸造工艺稳定，铸件表面没有缺陷后，再试铸 5～10 件，供冶金试验用
冶金质量检查	1）首批试铸的铸件应按产品技术要求，力求作全面冶金质量检查 2）铝、镁合金铸件冶金质量检查项目有化学成分、室温力学性能、高温力学性能、高倍组织、低倍组织、断口组织、X 射线透视、煤油浸润、气密性试验、荧光检查、超声波检查等。每种铸件的具体检查项目应根据铸件的使用要求确定
审查冶金质量	1）收集已作完的各项冶金质量检查数据和实物照片并作记录 2）对检查不合格的冶金项目逐项分析，找出原因

续表 5.7-90

步骤	重点内容
提出改进措施	1）属于调整工艺参数的措施应写进试铸工艺规程 2）需要修理金属型的项目应填写试铸修理单，并更改一份蓝图送交金属型制造单位
做好下次试铸的准备	1）按更改后的工艺规程做好下次试铸的准备工作 2）按试铸修理单和更改后的蓝图修理金属型
检查	1）按更改后的工艺规程，检查下次试铸的准备情况 2）按试铸修理和更改后的蓝图，检查金属型的修理质量
第二次试铸	1）按更改后的试铸工艺规程试铸铸件 2）试铸过程中随时检查上次试铸时产生的缺陷，并做到边试铸边调整工艺参数，直至铸出合格铸件为止
做出冶金质量定型结论	1）经过多次试铸检查，铸件的冶金质量已符合产品图样的技术要求，铸造车间方可做出冶金质量合格的结论 2）冶金质量合格的铸件，经机械加工和装配试车，如无问题，才能做出冶金定型合格的结论 3）冶金定型后，试铸工艺规程应改为已定型的工艺规程并存档

4.4 典型铸件铸造工艺举例

金属型铸造工艺必须根据铸件的具体情况制定，以下是一些铸件铸造工艺实例。

（1）灰铸铁件

用金属型生产灰铸铁件的关键问题是消除铸件表面白口，应从下列几方面考虑。

1）正确地选择铸铁的化学成分。主要是控制 C + Si 的含量，一般质量分数应不小于 6%。C + Si 含量与铸件壁厚的关系见图 5.7-79。图 5.7-80 所示为薄壁带砂芯的铸铁件（金属型预热 300℃，并上涂料）的铸件壁厚、金属型壁厚、铁液化学成分与金相组织之间的关系。利用该图可以根据需要选取合适的铸铁成分和金属型壁厚。例如，已知铸件壁厚 13 mm，金属型壁厚 20 mm 时，如所需金相组织为珠光体，当 w（Mn）= 0.7%时，则根据图 5.7-80 可知 C + Si 总的质量分数应为 5.6% ~ 5.8%。

2）金属型型腔表面喷刷涂料。

3）采用较高的金属型预热温度。

4）铸件壁厚与金属型壁厚之比小于 1:2。

5）铁液应高温出炉（出铁槽温度应大于 1 480℃），并需进行孕育处理。一般采用高效防白口孕育剂进行孕育处理，例如采用 w（Ba）= 5% ~ 10%的硅铁及与适当稀土复合的孕育剂。

6）尽量提早开型，铸件取出后放入缓冷坑，利用余热自行退火。

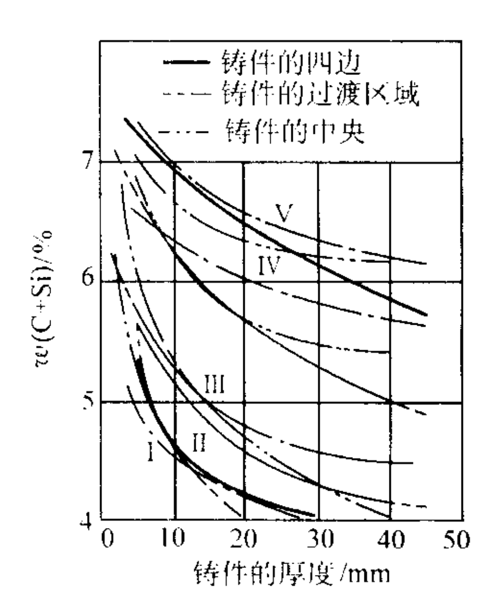


图 5.7-79 铸铁金相组织、铸件壁厚与 C + Si 总含量的关系

I—白口区；II—珠光体 + 渗碳体 + 石墨区；III—珠光体 + 石墨区；IV—珠光体 + 铁素体 + 石墨区；V—铁素体 + 石墨区

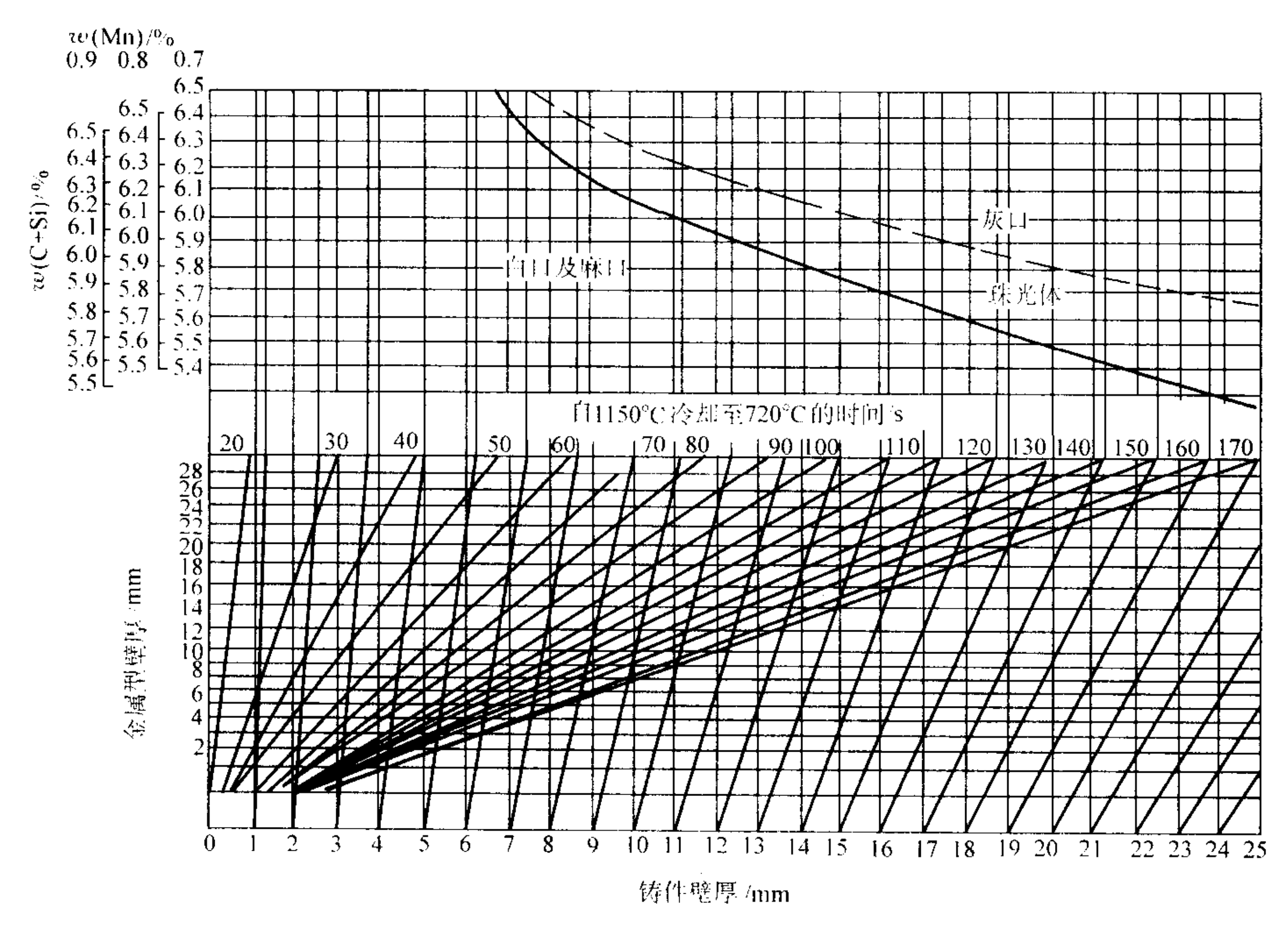


图 5.7-80 金属型壁厚、铸件壁厚、铁液成分与金相组织的关系

(2) 可锻铸铁件

可锻铸铁件特别适于金属型铸造，铸态可获得全部白口组织，并可以缩短退火时间。汽车差速器壳铸件及其金属型装配示意图如图5.7-81和图5.7-82所示。其工艺特点如下。

1) 材料　KTH350-10。

2) 金属型形式　垂直分型、组合砂芯，手动螺杆开型机构。

3) 涂料　见表5.7-87、2号。

4) 金属型工作温度。120~160℃。

5) 浇注　铁液出炉温度1 390~1 420℃；浇注温度：1 320~1 350℃；浇注时间：8~10 s。

6) 开型　浇注后1~1.5 min开型，开型后立即送退火炉热处理。

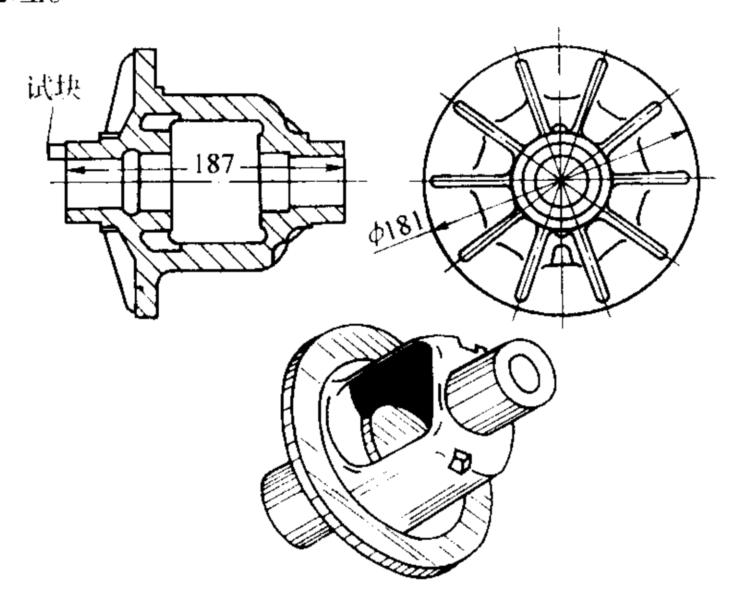


图5.7-81　差速器壳铸件简图

材料：KTH350-10　铸件重量：6.4 kg　浇冒口重：1.6 kg

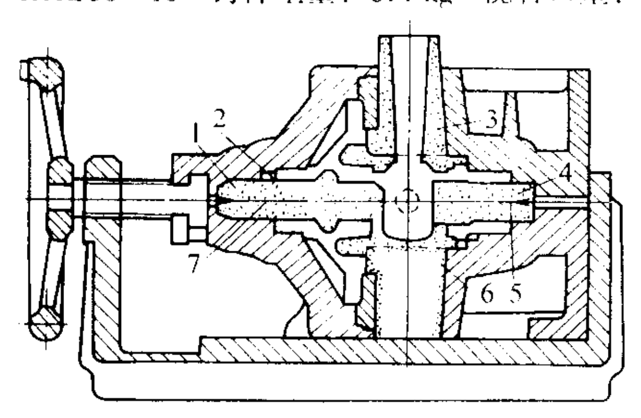


图5.7-82　差速器壳金属型装配示意图

1、3、4、6—砂芯；2—试块；5、7—排气道

(3) 碳钢铸件

四柱式万能液压机主缸体金属型装配示意图如图5.7-83所示。其工艺特点如下：

1) 铸件情况　毛重900 kg。

2) 金属型形式　底注式；整体砂芯悬吊在冒口型上；铸件壁厚:金属型壁厚=1:1。

3) 冒口　一个。尺寸为下端φ340 mm，上端φ260 mm，高350 mm。

4) 浇注系统　直浇道φ60 mm；横浇道φ40 mm；内浇道上端φ45 mm，下端φ40 mm，高80 mm。均为一个。

5) 涂料　表5.7-86，4号。

6) 金属型工作温度。大于80℃。

7) 浇注　浇注温度1 420~1 440℃；浇注时间为150~160 s；钢液上升速度9 mm/s左右。

8) 开型　夏季浇注后30~40 min开型；冬季浇注后20~30 min开型。

(4) 高锰钢铸件

用金属型铸造高锰钢铸件，能取得良好的技术、经济效益。φ1.83 m×6.1 m球磨机平行衬板金属型装配示意图如图5.7-84所示。其工艺特点如下。

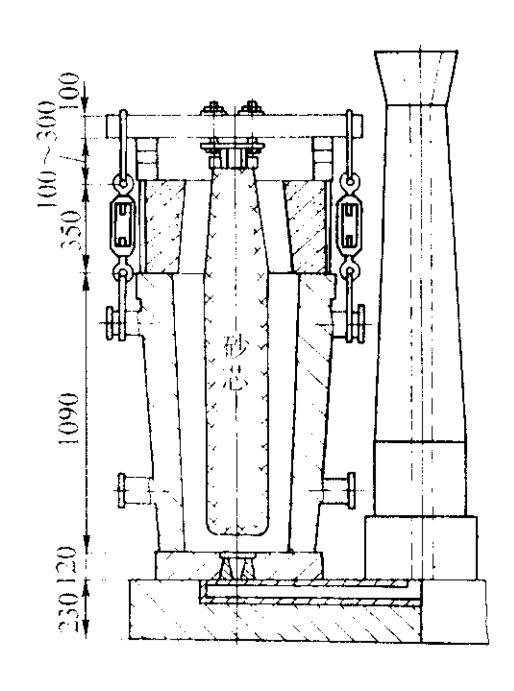


图5.7-83　四柱式万能液压机主缸体金属型装配示意图

1) 材料　ZGMn13-2。

2) 铸件情况　毛重30 kg；壁厚33 mm。

3) 金属型　材料HT200；铸件壁厚:金属型壁厚=1:1.5。

4) 浇注　金属型不预热、不刷涂料；浇注温度：1 320~1 350℃。

5) 开型　浇注后1.5~3 min后开型，水淬。

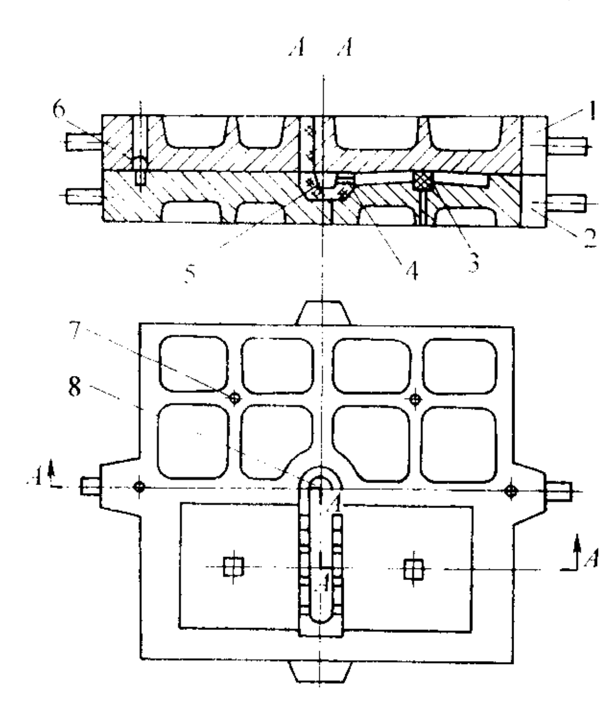


图5.7-84　φ1.83 m×6.1 m球磨机平行衬板金属型装配示意图

1—上型；2—下型；3—砂芯；
4—内浇道（12 mm×30 mm）；5—横浇道（40 mm×40 mm）；
6—定位销；7—出气口（φ8 mm）；8—直浇道（φ45 mm）

(5) 铝合金铸件

铝合金浇注温度低，特别适合用金属型铸造，因此使用非常广泛。连杆铸造工艺如图5.7-85和图5.7-86所示。其工艺特点如下。

1) 材料　ZL105。

2) 金属型形式　垂直分型，顶注。

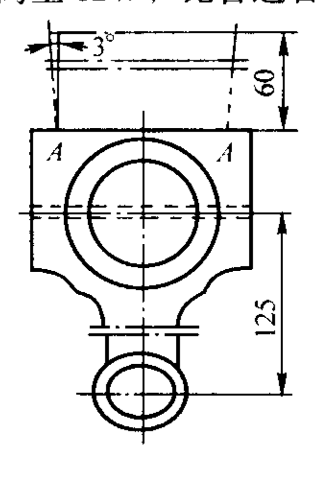
3) 冷却方式　浇注5~6件后，金属型淬水降温。

4) 金属型工作温度　200~300℃。

5) 浇注温度　720~740℃。

6) 原工艺的浇道和冒口合二为一，冒口和连杆为一整体型；冒口重170 g，连杆重400 g，工艺出品率为70%；铸型上下温度梯度很小，不能形成顺序凝固和有效补缩，常在图5.7-85所示连杆头部的A处形成缩松或缩孔，废品率高达30%~40%。改进后的工艺是将冒口与连杆铸型分开，做成单独的简易永久型保温冒口，如图5.7-86所示，浇注过程中，当金属型温度超过300℃时，取下保温冒口，将金属型淬水冷却，此时冒口仍处于高温状态，大大提高了冒口的补缩效率，使废品率将至6%以下；改进后的冒口仅重88 g，

工艺出品率提高至82%，比普通冒口提高12个百分点。



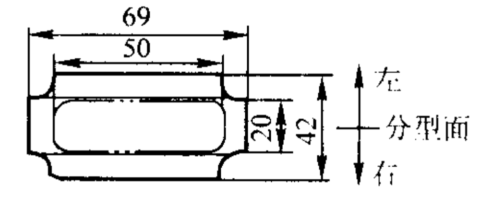


图5.7-85 连杆及其铸造工艺

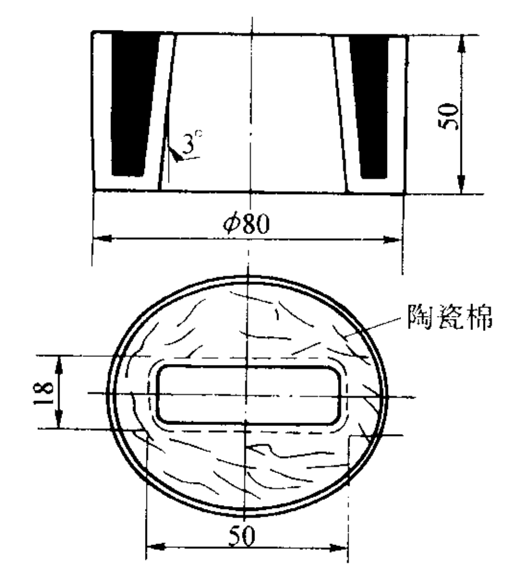


图5.7-86 简易永久型保温冒口简图

(6) 铜合金铸件

锡青铜铜套金属型装配示意图如图5.7-87和冷铁装配图如图5.7-88所示。其工艺特点如下。

1) 材料 ZCuSn5Pb5Zn5或ZCuSn10Pb1。

2) 金属型形式 整铸式金属型，砂芯带冷铁；铸件壁厚:金属型壁厚=1:(1.5~2.0)。

3) 浇注系统 雨淋式。浇口为锥形，上口 $\phi7\sim\phi8$ mm，上下直径差1~3 mm，间距35~40 mm。

4) 冷铁 当铜套直径大于250 mm时，砂芯外表面上设置冷铁。

5) 冒口 在金属型上开凹槽，敷砂衬原10~15 mm。

6) 涂料 预热前后刷松香酒精涂料各一次。

7) 金属型温度 金属型预热300℃以上，浇注时金属型保持在60~80℃。

8) 浇注温度 ZCuSn5Pb5Zn5为1 150 ~ 1 080℃；ZCuSn10Pb1为980~1 060℃。

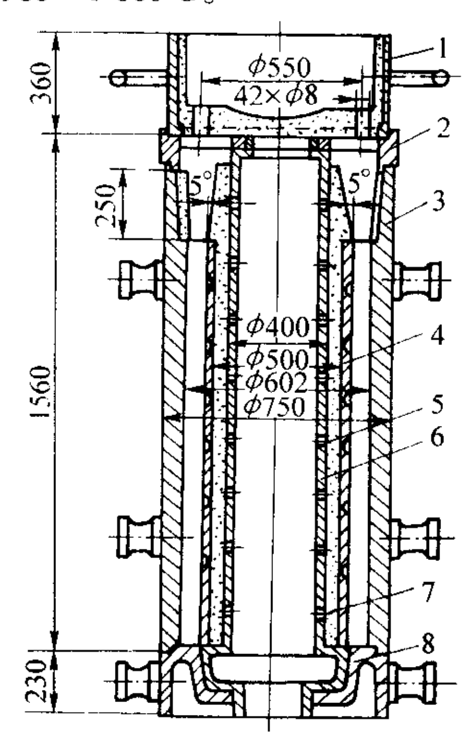


图5.7-87 铜套金属型装配示意图

1—浇口箱；2—定位圈；3—金属型；4—内冷铁；5—芯砂层；6—芯管；7—芯管出气孔；8—底座

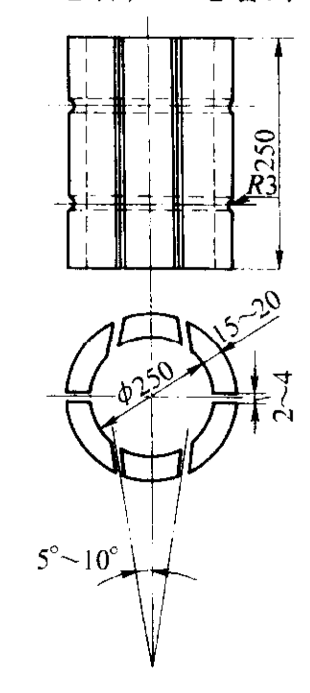


图5.7-88 铸件内壁用冷铁示意图

5 金属型铸造机

5.1 类型（见表5.7-91）

表5.7-91 金属型铸造机的分类

类别		特点	开型力/N	应用范围
按用途分类	专用金属型铸造机	一般用于生产一种产品，机体与金属型设计成一个整体，容易调整，使用方便，生产效率高，但设计制造周期长，成本高	不限	适用于大型复杂、需要多种操作程序和大量生产的金属型
	通用金属型铸造机	用于同一类型不同尺寸的金属型，简化了金属型结构，设计制造周期短、成本低	不限	适用于多品种成批生产的金属型，最适于航空航天工业
按动力分类	手动金属型铸造机	手工操作，结构简单，制造方便 缺点：劳动强度大，开型力小	1 000 ~ 5 000	适用于简单的中小型和小批量生产的金属型
	气动金属型铸造机	利用压缩空气作动力，操作维护方便、劳动强度低 缺点：开（合）型力小，运动不平稳	5 000 ~ 20 000	适用于简单的中小型和成批生产的金属型
	电动金属型铸造机	利用电动机传动，操作方便，运动周期准确 缺点：结构复杂、成本高	> 10 000	适用于复杂的和成批或大量生产的金属型
	液压金属型铸造机	利用液压传动，体积紧凑，运动平稳、操作方便 缺点：有噪声，成本高	> 10 000	适用于各种复杂的和成批或大量生产的金属型

5.2 通用金属型铸造机

(1) 可倾斜金属型浇注台

可倾斜金属型浇注台是一种最简单的手动金属型铸造机，在浇注台上安装金属型，便可进行倾斜浇注，如图 5.7-89 所示。

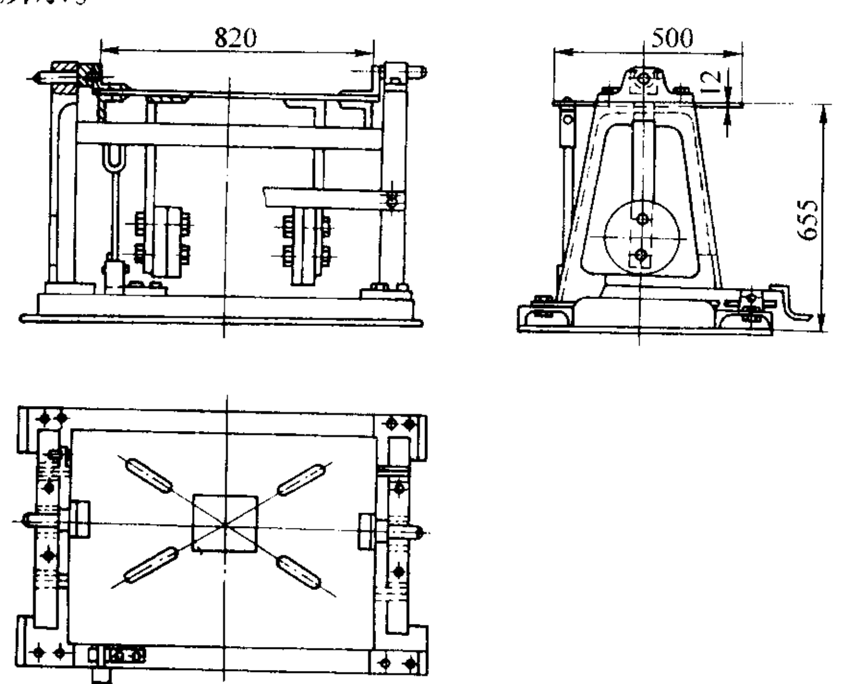


图 5.7-89　倾斜金属型浇注台

(2) 杠杆式金属型浇注机

杠杆式金属型铸造机结构简单，使用可靠、方便，但要求金属型导向装置具有较大的刚度，一般只适用于小型金属型。其结构如图 5.7-90 所示，其力的计算公式为 (5.7-3)。

设扳动手柄所需的力 F (N)

则
$$F=\frac{F' L_2 \sin(\alpha+\beta)}{L_1 \cos\beta} \tag{5.7-3}$$

式中，F'为使动型运动所需克服的阻力，N；L_1、L_2 为连杆的长度，mm；α、β 为夹角，°。

由式 (5.7-3) 可见，增加 L_1 长度，减小 L_2 长度，可使操作省力。

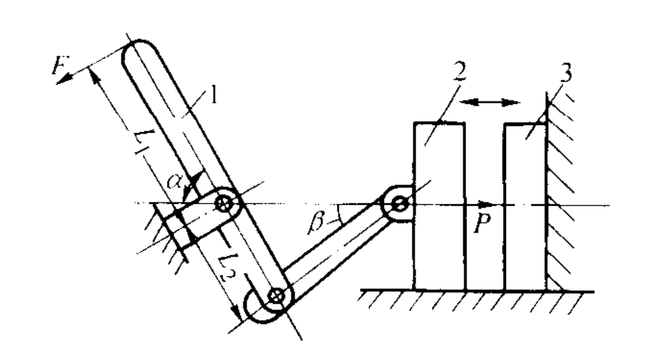
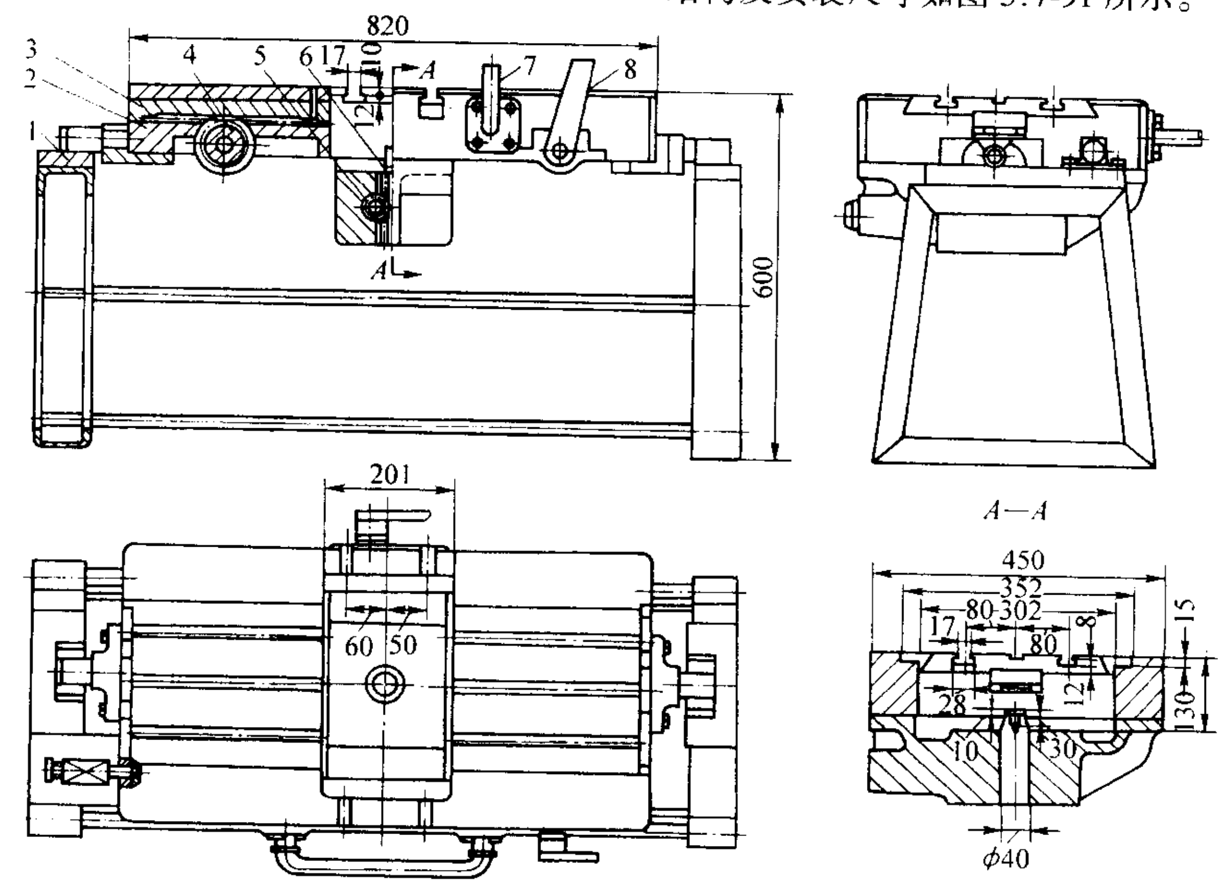


图 5.7-90　曲柄连杆机构

1—手柄；2—动型；3—定型

(3) 齿条式金属型铸造机

齿条式金属型铸造机结构简单，使用方便，传动迅速，开合型行程长，工作效率高，一般适用于中、小型金属型。但由于铸造机锁紧力小，金属型应设计锁紧装置。这种铸造机具有左右开型和下抽芯及顶出机构，可实现倾斜浇注。其结构及安装尺寸如图 5.7-91 所示。



技术条件：金属型最大外形尺寸（长×宽×高）320 mm×160 mm×120 mm
金属型底板尺寸（长×宽×高）360 mm×200 mm×15 mm
铸件带浇冒口重量小于 1 kg
倾斜角度 45°

图 5.7-91　可倾斜齿条传动式金属型铸造机

1—机架；2—平台；3—滑板；4、5—齿轮；6—齿条；7、8—手柄

齿条式金属型铸造机开合型所需力 F (N) 可按式 (5.7-4) 计算：

$$F=\frac{F'd}{2L} \tag{5.7-4}$$

式中，F'为使金属型移动所需克服的阻力，N；d 为齿轮直径，mm；L 为扳动齿轮手柄长度，mm。

金属型开合型行程 Δ (mm) 可按式 (5.7-5) 计算：

$$\Delta=\frac{\alpha}{360}\pi mz \tag{5.7-5}$$

式中，α 为扳动齿轮转动的角度，(°)；m 为齿的模数，通常取 $m=2.5\sim4$ mm；z 为齿轮齿数，通常取 $z=10\sim14$。

(4) 螺杆式金属型铸造机

手动螺杆式金属型铸造机制造简单，调整方便，容易控制开合型位置，省力，锁紧力大，可省去金属型锁紧装置。缺点是速度慢，劳动强度大，生产率低。但可以设计成电动

机传动。其结构如图5.7-92和图5.7-93所示，有关尺寸见表5.7-92。

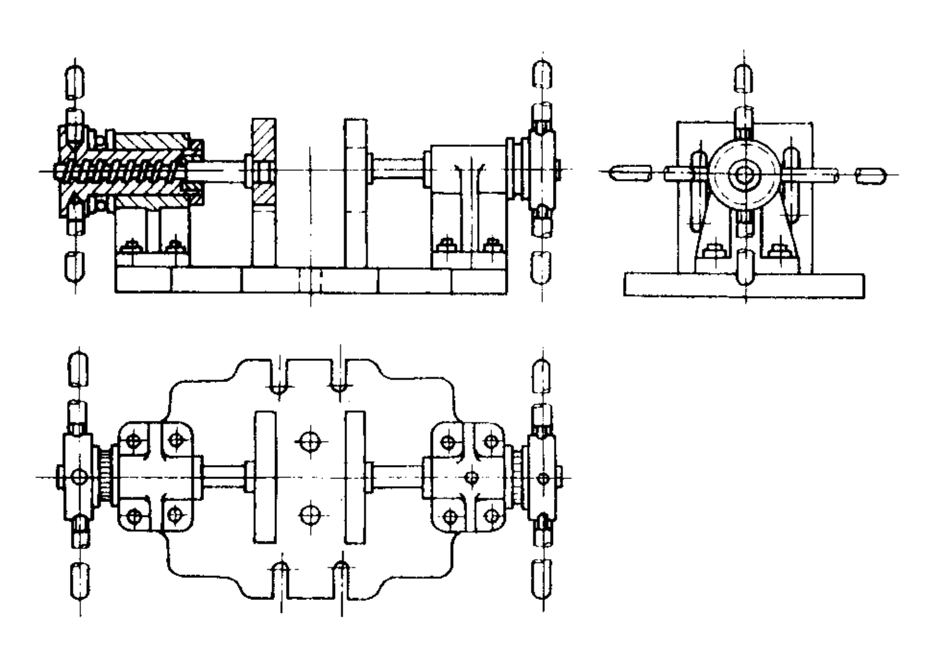


图5.7-92　手动螺杆式金属型铸造机

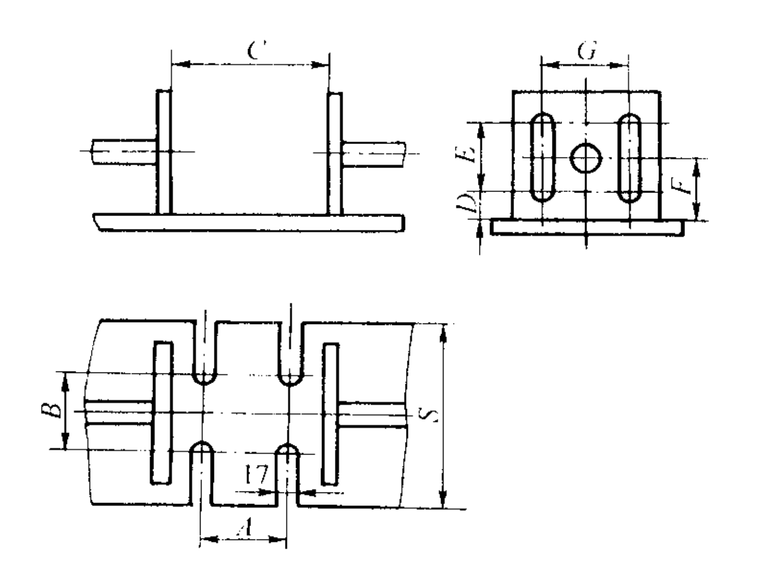


图5.7-93　手动螺杆式金属型铸造机安装尺寸

表5.7-92　手动螺杆式金属型铸造机安装尺寸
（见图5.7-93）　mm

规格	A	B	C	D	E	F	G	S
1	150	340	70～510	70	120	100	170	500
2	100	232	50～510	60	160	150	170	420
3	80	210	90～400	40	120	100	110	380
4	100	320	80～560	60	140	150	170	450
5	100	200	60～400	50	130	115	170	400

注：第5种规格的铸造机具有倾斜机构。

（5）可倾斜气压传动金属型铸造机

可倾斜气压传动金属型铸造机如图5.7-94所示。其特点是：左右开型，下抽芯，顶出铸件由3个气缸完成；气缸的行程由限位螺母控制，合型位置准确可靠；金属型采用斜销连接，装卸方便；可实现倾斜浇注，通用性大；可降低劳动强度、提高生产效率。缺点是气缸压力变化大，运动不平稳，不适用于型腔复杂的金属型铸造。其主要技术参数见表5.7-93。

表5.7-93　可倾斜气压传动金属型铸造机技术规格

合型力（压缩空气压力为0.4 MPa）/N	12 500
开型力（压缩空气压力为0.4 MPa）/N	12 000
抽芯力（压缩空气压力为0.4 MPa）/N	12 000
金属型最大外形尺寸（长/mm）×（厚/mm）×（高/mm）	340×260×200
金属型最小外形尺寸（长/mm）×（厚/mm）×（高/mm）	200×100×130
金底板属型尺寸（长/mm）×（宽/mm）×（厚/mm）	300×200×20

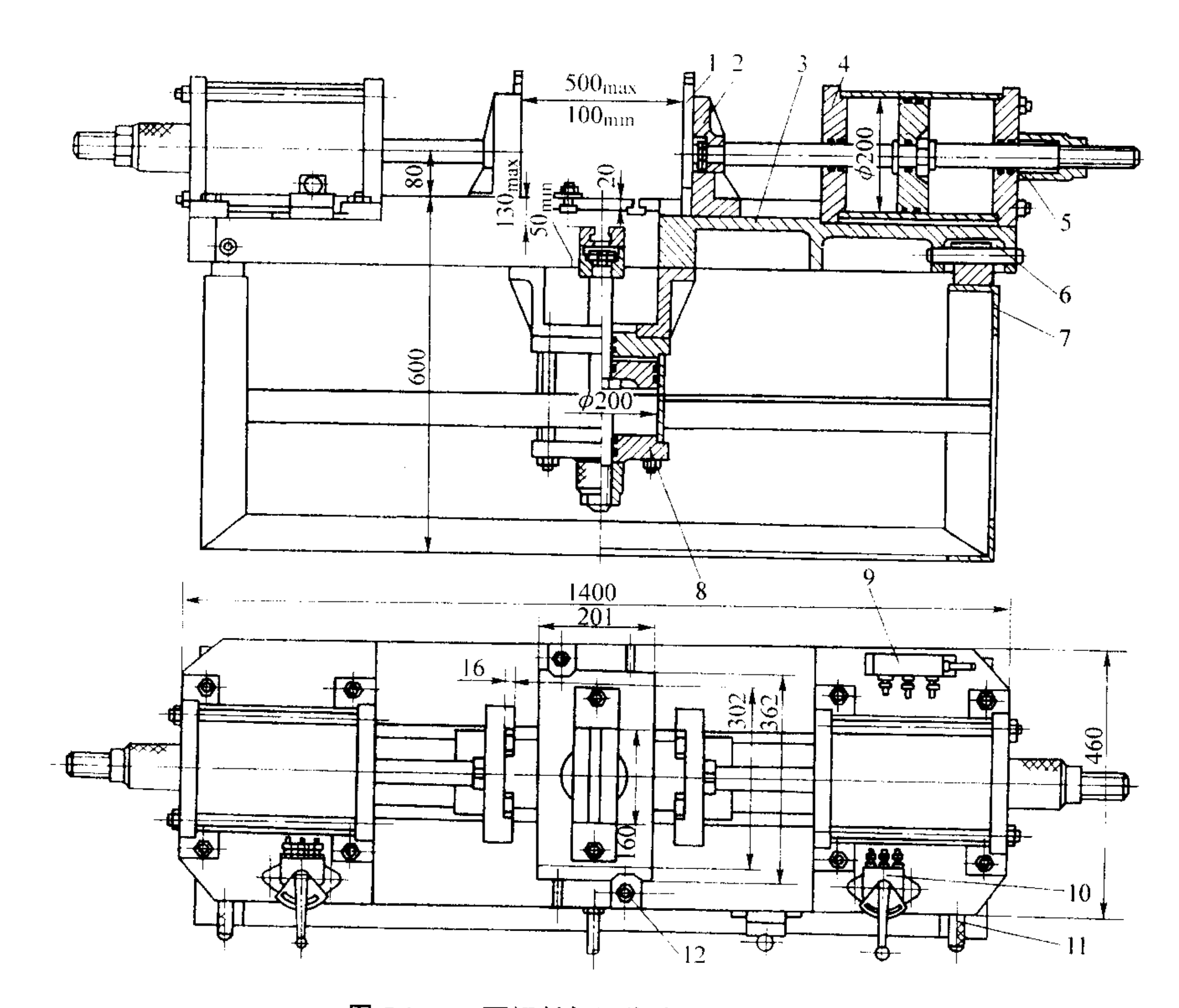


图5.7-94　可倾斜气压传动金属型铸造机

1—斜销；2—金属型安装板；3—平台；4—气缸；5—限位螺母；6—转轴；7—机架；8—汇流管；9—抽芯缸；10—控制阀；11—插销；12—压板

(6) 固定式液压金属型铸造机

固定式液压金属型铸造机如图5.7-95所示。其特点是：金属型安装板通过4根连杆带动，运动平稳；金属型的两半型和底板均采用斜销连接，装卸方便；活塞杆的一端设有限位块和限位螺母，可以控制金属型的合型距离。其技术规格见表5.7-94。固定式液压金属型铸造机使用的金属型结构及有关尺寸见图5.7-96所示。

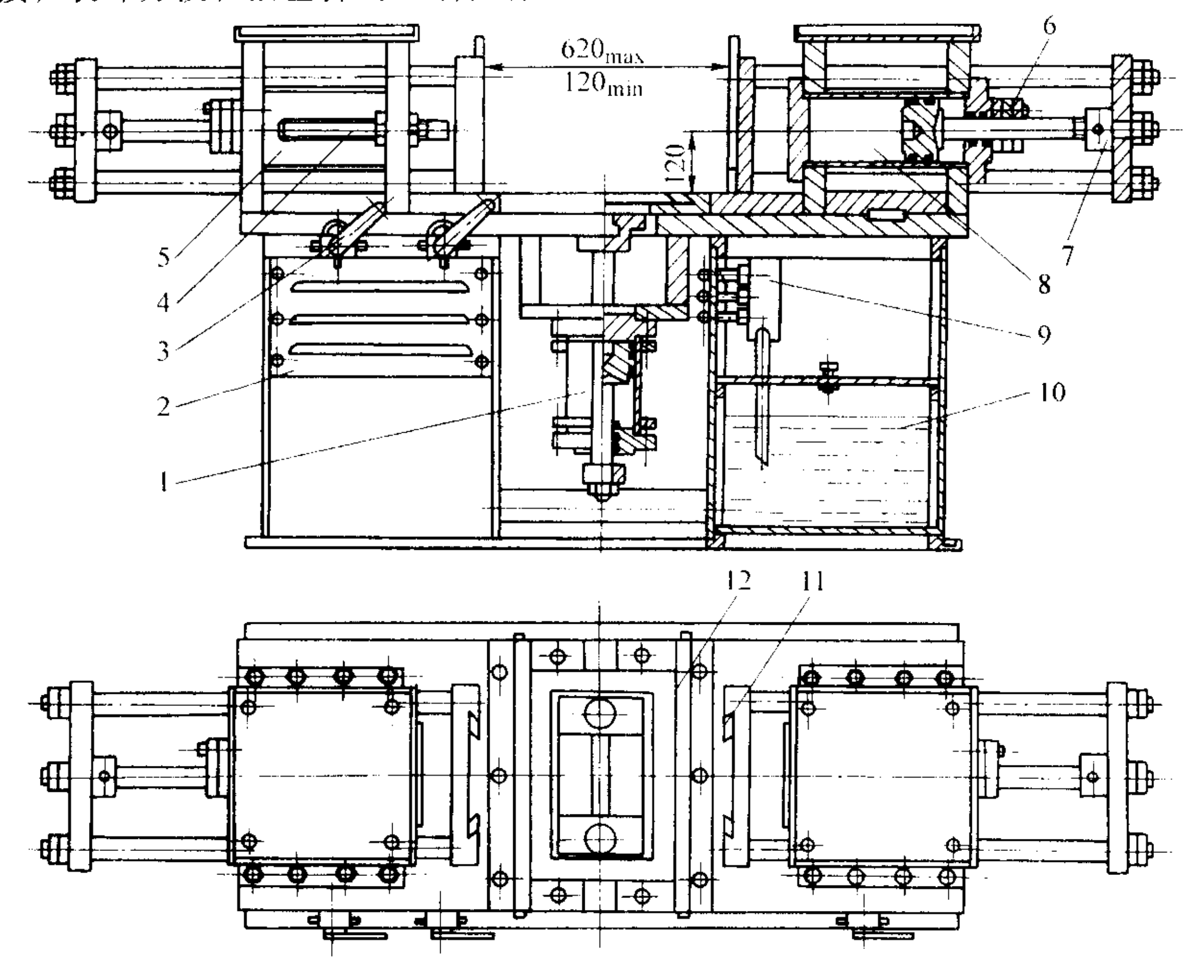


图5.7-95 固定式液压金属型铸造机

1—左液压缸；2—推杆；3—控制阀；4—动力箱；5—抽芯液压缸；6—限位调距垫块；7—限位螺母；8—右液压缸；9—汇流管；10—油箱；11—金属型用斜销；12—底板用斜销

表5.7-94 固定式液压金属型铸造机的技术规格

项目	规格
开型力/N	28 000
合型力/N	23 000
抽芯力/N	23 000
管路工作压力/MPa	2.5
电动机功率/kW	1.5
左右安装板距离/mm	120 ~ 620
型芯安装板离工作平台的距离/mm	40 ~ 140

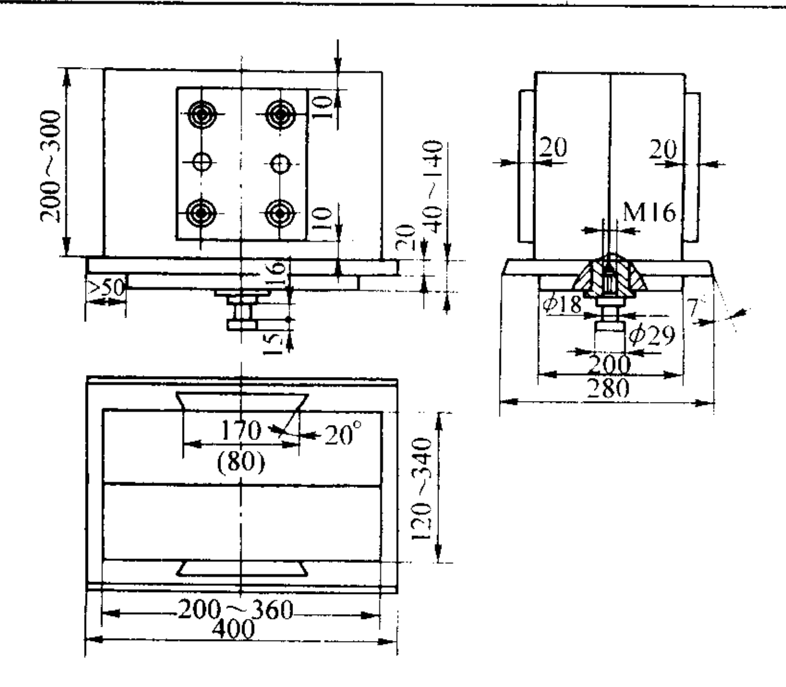


图5.7-96 固定式液压铸造机使用的金属型

(7) 四开型液压金属型铸造机

四开型液压金属型铸造机共有5个液压缸，前后左右四个方向由4个液压缸控制开（合）型，下液压缸用于抽取金属型芯或顶出铸件。金属型的合型位置由限位螺母调整，液压缸均采用电磁阀控制。这种铸造机操作方便，运动平稳，适用于较复杂的金属型铸造。其结构和工作原理见图5.7-97和图5.7-98。金属型的结构见图5.7-99。四开型液压金属型铸造机的技术规格见表5.7-95。

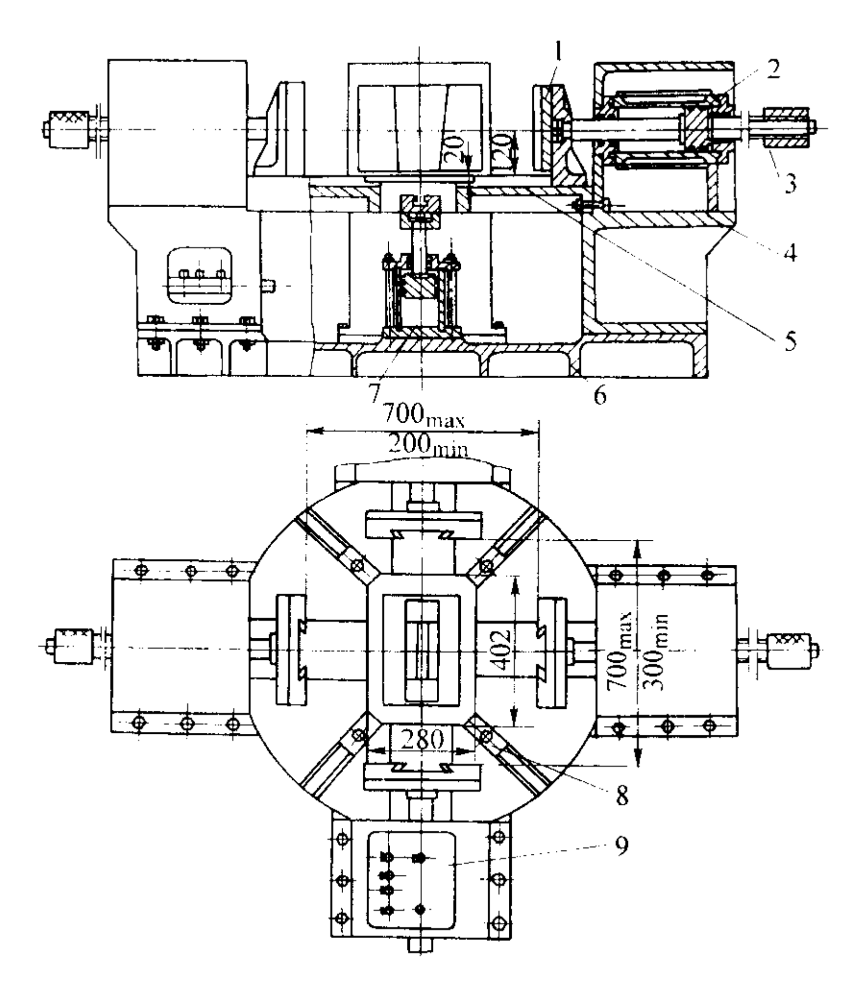


图5.7-97 四开型液压金属型铸造机

1—金属型安装板；2—液压缸；3—限位螺母；4—液压缸支架；5—工作平台；6—底座；7—抽芯液压缸；8—压板；9—控制箱

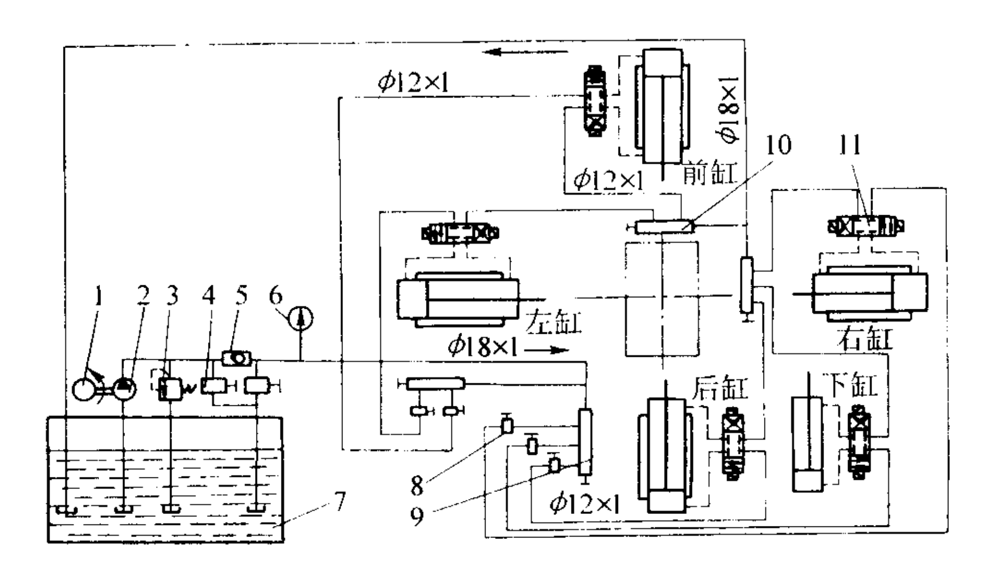


图 5.7-98 四开型液压金属型铸造机工作原理图

1—电动机；2—液压泵；3—溢流阀；4—卸压开关；5—单向阀；6—压力表；7—油箱；8—开关；9—汇流管；10—汇流管；11—电磁阀

表 5.7-95 四开型金属型铸造机技术规格

项　目	规　格
开（合）型力/N	55 000
抽芯力/N	38 000
液压泵压力/MPa	6.3
液压泵流量/L·min^{-1}	32
电动机功率/kW	4.5
金属型左右安装板距离/mm	200 ~ 700
金属型前后安装板距离/mm	300 ~ 700

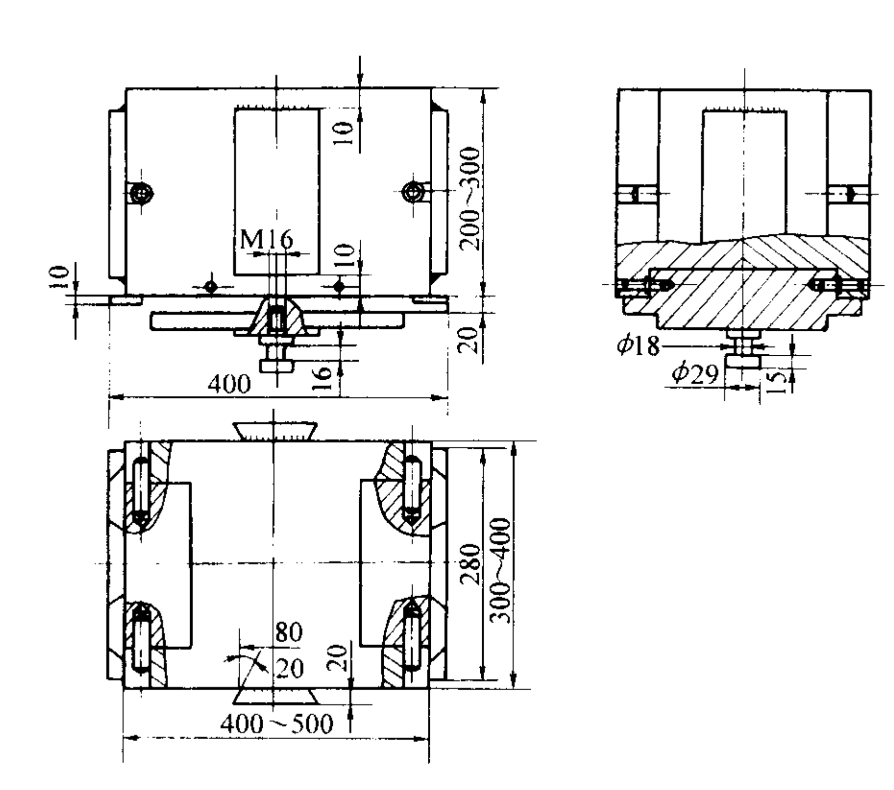


图 5.7-99 四开型液压铸造机用金属型

5.3 铸造机的选定

（1）金属型的外形尺寸

金属型的外形尺寸是根据铸件的结构尺寸和铸造机技术规格允许的范围确定的，两者必须统一。在设计金属型时必须根据铸造机的规格去设计金属型的结构和有关尺寸。

金属型的厚度按图 5.7-100 及公式（5.7-6）计算。

$$\left.\begin{aligned} 2B &\leqslant L_{max} - (2L_0 + l + 2s) \\ 2B &\geqslant L_{min} \end{aligned}\right\} \qquad (5.7\text{-}6)$$

式中，L_{max} 为铸造机安装板最大距离，mm；L_{min} 为铸造机安装板最小距离，mm；B 为金属型厚度，mm；L_0 为超出金属型分型面的型芯长度，mm；s 为取出铸件所需要的最小间隙，一般为 5 mm；l 为铸件的最大厚度，mm。

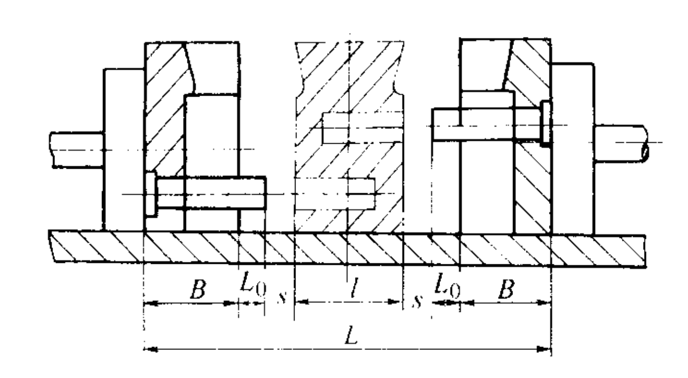


图 5.7-100 金属型厚度计算图

金属型的高度及开型所需拉力重心，应与铸造机安装板的高度和拉力重心相接近，高度过高或过低，或金属型重心偏移，都不能做到平稳地开（合）型和取出铸件，严重时会造成铸件被拉裂和变形。当金属型的高度较高时，为了避免拉力重心偏移，受力不平衡，可以将金属型设计成两次分型结构。

（2）金属型开型力和抽芯力计算

金属型的开型力和抽芯力由金属型和金属型芯的结构尺寸、铸造斜度、涂料成分、涂料厚度、金属型的工作温度、浇注合金的性能、浇注温度、铸件在金属型中的停留时间等因素决定，一般很难计算，在实际生产中都凭经验估算。

1）开型力按公式（5.7-7）计算

$$F = \Sigma AF_0 \qquad (5.7\text{-}7)$$

式中，F 为开型力，N；ΣA 为铸件在垂直于金属型分型面上的投影面积，mm^2；F_0 为单位投影面积上的开型力，N/mm^2。

单位投影面积的开型力一般按表 5.7-96 确定。

表 5.7-96 单位投影面积开型力

金属型复杂程度	简单①	一般②	复杂③
F_0/ N·mm^{-2}	0.5 ~ 1	1 ~ 1.5	1.5 ~ 6

① 简单系指圆筒、圆锥形铸件，无强制阻碍出型的金属型。
② 一般系指带有法兰盘、凸耳等一般阻碍出型的金属型。
③ 复杂系指带有很多强制阻碍出型的金属型。

2）抽芯力按公式（5.7-8）计算

$$F_c = AF_0\mu \qquad (5.7\text{-}8)$$

式中，F_c 为抽芯力，N；A 为铸件包紧金属型芯的面积，cm^2；μ 为摩擦系数，见表 5.7-97；F_0 为铸件凝固收缩后对金属型芯的包紧力，N/cm^2。

表 5.7-97 摩擦系数

金属型芯铸造斜度	1°	2°	3°
摩擦系数 μ	0.15 ~ 0.18	0.13 ~ 0.16	0.11 ~ 0.14

5.4 铸造生产流水线

在金属型单机机械化、自动化的基础上，根据生产铸件的工艺性、金属型铸造机的特点、铸件的生产批量，实现金属型铸造机械化流水生产，则更能发挥金属型铸造的优越性。

图 5.7-101 和图 5.7-102 及表 5.7-98 为截止阀铸件金属型铸造生产流水线实例。全线按喷涂料、下芯、合型、浇注、开型、顶出铸件的先后顺序排列分段。

生产过程：下芯后的金属型运行到合型导轨区域（见图 5.7-101），开合型滑轮 12（见图 5.7-102）沿导轨滚动，带动滑轮轴，使金属型闭合；金属型继续运动到挂钩导轨区域，锁紧杠杆上铁管 10 沿导轨滚动，使金属型锁紧，此时进行

浇注。然后金属型运行到脱钩导轨区域，沿脱钩导轨滚动的铁管 10 使锁紧机构杠杆 11 前端抬起，金属型解除锁紧；继续运行至开型导轨区域，后由开合型滑动轮沿导轨滚动，使活动半型离开固定半型，铸件脱出，一次周期完毕。

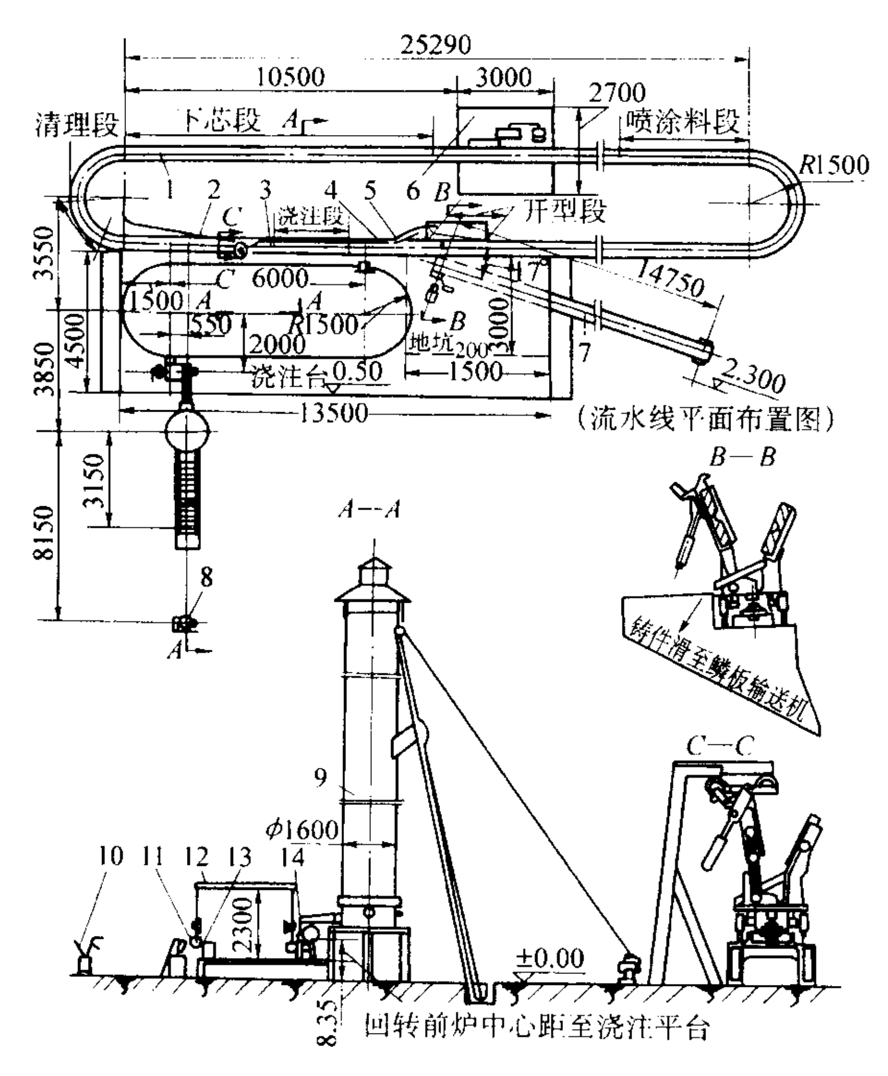


图 5.7-101　截止阀铸件金属型铸造生产流水线工作示意图

1—输送带；2—合型导轨；3—挂钩导轨；4—脱钩导轨；5—开型导轨；6—拖动装置；7—鳞板输送机；8—上料卷扬机；9—冲天炉；10—金属型铸造机；11—浇包；12—浇注单轨；13—冷水槽；14—回转前炉

表 5.7-98　截止阀金属型铸造流水生产线技术参数

项目	参数	项目	参数
圆周长度/m	60	小车速度/m·min⁻¹	4~6
中心距/m	25.29	理想周期/min	10~15
转弯半径/m	1.5	实际周期/s	620
小车节数/节	80	最短周期/min	≥8
小车规格（长/mm）×（宽/mm）	550×700	电动机功率/kW	5.5

注：本流水线可生产重量为 0.17~3 kg、外形不太复杂的铸件，可进行垂直分型、立式浇注，带有砂芯。

目前国内外还广泛应用转台式铸造机（或称圆盘式铸造机）。这种铸造机占地小，投资较少，适合大批量生产。图 5.7-103 为转台式铸造机典型布置。该机生产小型地井盖、座（ϕ200~360 mm）等。转台平均 4.5 min 回转一圈，且可连续调整。合型、浇注、开型、清理型腔、下芯、上涂料均自动进行。浇注时用压力机实现金属型开合，回转式双头浇注机遥控定量浇注。金属型安装及更换在预热状态下进行，并在 1 min 内完成。金属型预热及涂料层烘干用燃气炉 6 座，可加热至 350℃。表 5.7-99 为该机技术参数。

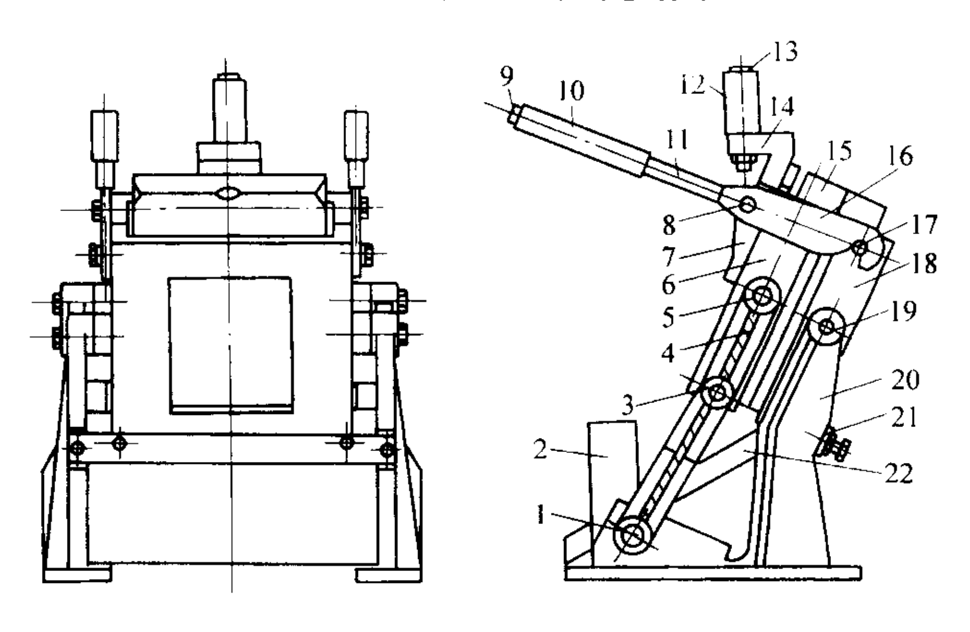


图 5.7-102　截止阀金属型铸造机

1、5、19—螺钉轴；2—支撑角铁；3—螺钉；4—活动半型支架；6—活动半型夹持器；7、21—调节块；8、17—小轴；9—开口销；10—铁管；11—锁紧机构杠杆；12—开合金属型滑轮；13—滑轮轴；14—滑轮架；15—金属型；16—锁紧挂钩；18—固定半型夹持器；20—固定半型支架；22—溜板

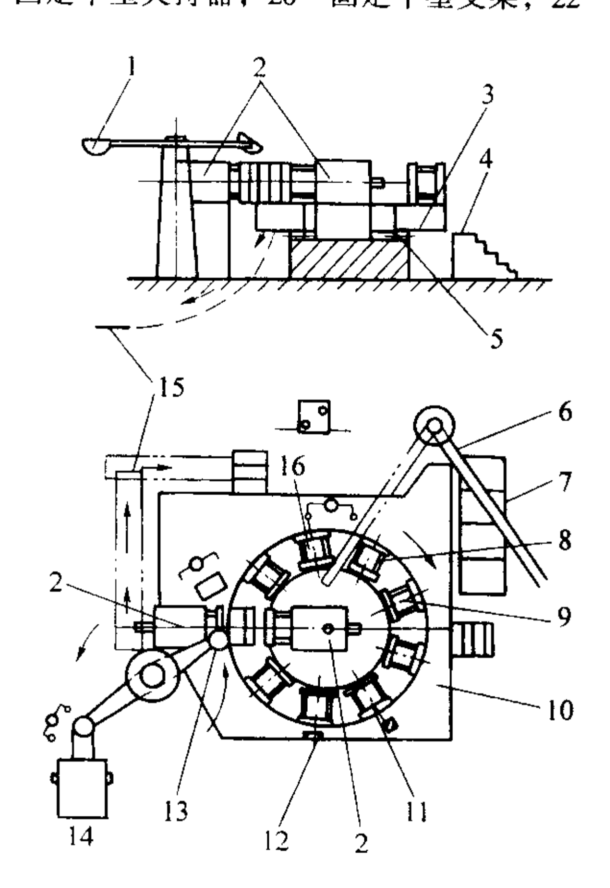


图 5.7-103　转台式铸造机典型布置示意图

1—浇包；2—压力机；3—环型回转工作台；4—平台；5—滚子轴承；6—更换金属型用桥式起重机；7—金属型预热炉；8—金属型搬出工位；9—金属型移入工位；10—平台；11—清扫涂料工位；12—喷敷涂料工位；13—浇包；14—保温炉；15—链板输送带；16—安放型芯工位

表 5.7-99　转台式铸造机技术参数

项　目	参　数
纯循环时间/s	32.5（实际 27.5~30）
生产率/个·h⁻¹	110~120
金属型安装台数/台	9
压力机数/台	2
合型力/kN	≤55
离型力/kN	≤58
涂型及清理型腔	自动，作业时间 12 s

续表 5.7-99

项 目	参 数
浇注定量	光电式自动
浇包	25 kg×2，双头遥控浇注
金属型型面尺寸（高/mm）×（长/mm）	510×580
金属型开型距离/mm	250
液压系统工作压力/MPa	7
液压泵功率/kW	15
油箱容积/L	500
机器重量/t	23～25
机械外形尺寸（长/mm）×（宽/mm）×（高/mm）	4 500×3 500×4 000
浇注装置尺寸（宽/mm）×（长/mm）	3 200×2 400
金属型预热装置尺寸（长/mm）×（宽/mm）×（高/mm）	2 500×2 000×1 500
输送带尺寸（宽/mm）×（长/mm）	800×8 500
占地总面积/m²	80

6 铸件常见缺陷及防止方法

铸件常见缺陷及防止方法见表 5.7-100。

表 5.7-100 金属型铸件常见缺陷、原因及防止方法

缺陷名称	缺陷特征	形成原因	常见金属	防止方法
气孔（气泡、呛孔、气窝）	气孔是存在于铸件表面或内部的孔洞，呈圆形、椭圆形或不规则形，有时多个气孔组成一气孔团。皮下气孔一般呈梨形。呛孔形状不规则，且表面粗糙。气窝是铸件表面凹进一块，表面较平滑 明孔外观检查就能发现。皮下气孔经机械加工后才能发现。轻合金铸件有较浅的皮下气孔时，铸件表面经吹砂后呈暗灰色，有时梨形气孔尖端露出铸件表面，外观检查可见。重要铸件用X光检查气孔，气孔在X光底片上呈黑色。断口、低倍检查也能发现气孔 由于合金与形成气孔的气体作用，气孔表面具有不同的颜色	1）金属型预热温度太低，金属液经过浇注系统时冷却太快 2）金属型排气设计不良，气体不能通畅排出 3）涂料不好、本身排气性不佳，甚至本身挥发或分解出气体 4）金属型外冷铁表面有缩孔、凹坑。金属液注入后，缩孔、凹坑处气体迅速膨胀挤压金属液，形成呛孔 5）金属型表面锈蚀，且未清理干净 6）原材料存放不当，使用前未经预热 7）脱氧剂不佳，或用量不够，或操作不当等	各种合金铸件都常见，非铁合金铸件（特别是锡青铜等）应特别注意	1）金属型和金属芯喷涂料或补涂料后要彻底烘烤；涂料粉粒组成不可太细，应注意涂料本身透气性；涂料喷刷后绝对不应抹光；在涂料脱落后应立即补喷；涂料面上产生呛孔时，将该处涂料刮掉后重喷 2）运用倾斜浇注法浇注 3）原材料应存放在通风干燥处，使用时要预热 4）选择脱氧效果好的脱氧剂 5）熔炼温度不宜过高，非铁合金尤为如此
缩孔及缩松	缩孔是铸件表面或内部存在的一种表面粗糙的孔。轻微缩孔是许多分散的小缩孔，即缩松。缩孔或缩松处晶粒粗大，热处理后断口表面呈不同颜色 轻合金铸件缩松在X光底片上呈云雾状，严重的呈丝状。表面疏松荧光检查呈密集的小点状。缩孔、缩松常发生在铸件内浇道附近、冒口根部、铸件厚大部位，壁的厚薄转接处及具有大平面的薄壁处	1）金属型工作温度控制未达到顺序凝固要求 2）涂料选择不当，不同部位涂料层厚度控制不好 3）铸件在金属型中的位置设计不当 4）浇冒口设置未能达到起充分补缩的作用 5）浇注温度过低	各种合金都能产生缩孔或缩松。金属中铸钢产生缩松的倾向大于铸铁。铸铁中，可锻铸铁和球墨铸铁缩松倾向大于普通灰铸铁。非铁合金缩孔缩松倾向大于钢铁金属，而其中镁合金大于铝合金。锡青铜、黄铜等易产生缩孔	1）提高金属型工作温度 2）调整涂料层厚度；涂料喷刷要均匀；涂料脱落而补涂时，不可形成局部涂料堆集现象 3）对金属型进行局部加热或用绝热材料局部保温 4）热节处镶铜块，对局部进行激冷 5）在金属型上设计散热片，或通水等加速局部地区冷却速度；或在型外喷水、喷雾 6）用可拆卸激冷块，轮流安放在型腔内，避免连续生产时激冷块本身冷却不充分 7）在金属型冒口上设计加压装置 8）浇注系统设计要准确，选择适宜的浇注温度

续表 5.7-100

缺陷名称	缺陷特征	形成原因	常见金属	防止方法
渣孔（熔剂夹渣或金属氧化物夹渣）	渣孔是铸件上的明孔或暗孔，孔中全部或局部被熔渣所填塞，外形不规则。小点状熔剂夹渣不易发现。内部熔剂夹渣在 X 光底片上一般呈白色圆形或雪花片状、小点状，在断口上呈暗灰色；将夹渣去除后，呈现光滑的孔。一般分布在浇注位置下部、内浇道附近或铸件死角处。氧化物夹渣多以网状分布在内浇道附近的铸件表面，有时呈薄片状，或带有皱纹的不规则云彩状，或形成片状夹层，或以团絮状存在铸件内部。打断口时，往往从夹层处断裂，氧化铁皮夹在其中，是铸件形成裂纹的根源之一。断口具有不同的颜色。在 X 光底片上，氧化物夹渣呈黑色块状，或不规则团絮状	渣孔主要是由于合金熔炼工艺及浇注工艺不当造成的（包括浇注系统设计不正确），金属型本身不会引起渣孔，而且金属型铸造是避免渣孔的有效方法之一	各种合金铸件都可能出现渣孔，但是非铁合金出现更多。其中铝合金不易出现熔剂夹渣，而氧化物夹渣倾向较大；铝青铜、锰黄铜等易产生氧化物夹渣	1）正确设置浇注系统，或使用铸造纤维过滤网 2）采用倾斜浇注 3）选择熔剂，严格质量控制
针孔	针孔是小于或等于 1 mm 的小孔，不规则地分布于铸件各部分，特别是铸件的厚大截面，或冷却速度缓慢的部分 针孔低倍放大后呈互不连接的小孔眼，在 X 光底片上呈小黑点，在断口上多呈互不连续的乳白色凹点	氢气在铝合金中的溶解度随温度升高而增加，随温度的降低而减少。铸件在冷却过程中，若析出的氢气未能排出则在铸件内形成针孔	铝合金最多	金属型铸造可有效地防止针孔，在此基础上还应采取以下措施： 1）运用铜质激冷块 2）将砂芯改为金属芯，减少加工余量 3）遵守熔炼工艺规程 4）注意原材料的存放
裂纹（热裂纹和冷裂纹）	裂纹的外观是直线或不规则的曲线。热裂断口表面被强烈氧化呈暗灰色或黑色，无金属光泽；冷裂断口表面清洁，有金属光泽 一般铸件的外裂可用肉眼直接看见，而内裂则需经 X 光检查 裂纹常与缩孔缩松、夹渣等缺陷有联系，多发生在铸件尖角处内侧、厚薄断面交接处、浇冒口与铸件连接的热节区	金属型铸造容易产生裂纹缺陷。因为金属型本身没有退让性，冷却速度快，容易造成铸件内应力增大，开型过早或过晚，铸造斜度过小或有反斜度，涂料太薄等都易造成铸件开裂。金属型本身有裂纹或其他缺陷时，也容易导致铸件裂纹	各种合金都易产生这种缺陷，但铸造铜合金（除锡青铜外）一般不易产生裂纹	首先应注意铸件结构工艺性，使铸件壁厚不均匀的部位均匀过渡，采用合适的圆角尺寸。其次是调整涂料厚度，尽可能使铸件各部分达到所要求的冷却速度，避免形成太大的内应力。此外还应注意金属型的工作温度，增加金属芯的铸造斜度，以及适时抽芯开型，取出铸件缓冷
冷隔	冷隔是一种透缝或有圆边缘的表面夹缝，中间被氧化皮隔开，不完全融为一体。冷隔严重时就成了“欠铸”。冷隔常出现在铸件顶部壁上、薄的水平面或垂直面、厚薄壁连接处或在薄的肋板上	金属型排气设计不好，工作温度太低，涂料质量不好，浇道开设位置不当，浇注速度太慢等	各种合金	1）正确设计浇注和排气系统 2）大面积薄壁铸件，涂料不要太薄，适当加厚涂料层有利于成形 3）适当提高金属型工作温度 4）运用倾斜浇注法 5）采用机械振动金属型进行浇注
白口	铸件断面发亮，硬而不易机械加工	金属型预热温度太低，未使用涂料，开型时间太晚，金属型壁厚太厚等	灰铸铁件	灰铸铁件防止白口出现是专门问题，参考典型工艺举例“灰铸铁铸件”一节

注：本表中未列入与普通砂型铸造类似的缺陷及有关分析。

编写：刘国利（北京航空材料研究院）

第 8 章 压力铸造

1 概述

1.1 压力铸造成形原理与工艺流程

压力铸造简称压铸，它是在高压作用下，将液态或半液态合金液以高的速度压入铸型型腔，并在压力下凝固成形而获得轮廓清晰、尺寸精确铸件的方法。

高压高速是压铸的两大特点，也是区别其他铸造方法的基本特征。压铸的压力通常在几兆帕至几十兆帕，充填速度在 0.5 ~ 70 m/s，充填时间很短，一般为 0.01 ~ 0.03 s。

压铸工艺流程见图 5.8-1 所示。

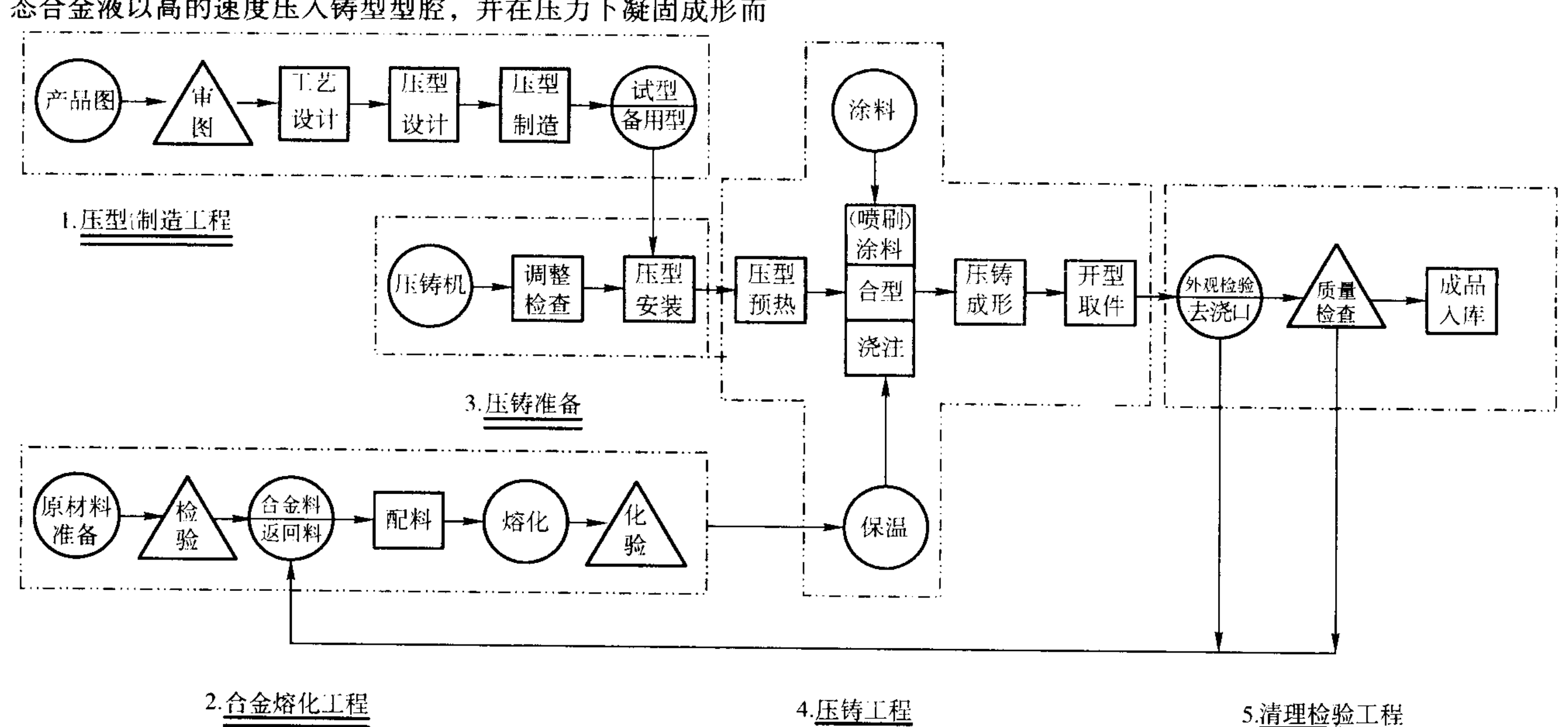


图 5.8-1 压力铸造流程图

1.2 压铸特点

压铸具有高压高速快凝的显著特点，与其他铸造成形方法相比，有如下优点。

（1）产品质量好

1）尺寸精度高。对铝、镁合金压铸件尺寸公差可达 GB/T 6414—1999 CT5 ~ CT7，对锌合金可达 CT4 ~ CT6，对铜合金可达 CT6 ~ CT8，表面粗糙度值小，能达 R_a = 0.8 ~ 3.2 μm。因此，压铸件可以不进行机加工，确需加工，加工量也很小。

2）力学性能好。压铸件晶粒细小，组织致密，强度好，硬度高，见表 5.8-1。

表 5.8-1 不同铸造方法铝、镁合金性能比较

合金	压力铸造			金属型铸造			砂型铸造		
	抗拉强度 σ_b/MPa	断后伸长率/%	硬度 HBS	抗拉强度 σ_b/MPa	断后伸长率/%	硬度 HBS	抗拉强度 σ_b/MPa	断后伸长率/%	硬度 HBS
铝硅合金	200 ~ 250	1.0 ~ 2.0	84	180 ~ 220	2.0 ~ 6.0	65	170 ~ 190	4.0 ~ 7.0	60
铝硅合金（含 w（Cu）= 0.8%）	200 ~ 230	0.5 ~ 1.0	85	180 ~ 220	2.0 ~ 3.0	60 ~ 70	170 ~ 190	2.0 ~ 3.0	65
铝合金	200 ~ 220	1.5 ~ 2.2	86	140 ~ 170	0.5 ~ 1.0	85	120 ~ 150	1.0 ~ 2.0	60
镁合金（含 w（Al）= 10%）	190	1.5	—	—	—	—	150 ~ 170	1.0 ~ 2.0	—

3）尺寸稳定。互换性好。

4）清晰度高。能铸出形状复杂、薄壁、深腔、文字、花纹和图案等零件。

（2）生产率高

由于压铸机生产效率高，适合大批量生产，可实现机械化、自动化操作，一般冷室压铸机平均每小时压铸 60 ~ 80 次，热室压铸机平均每小时可压铸 400 ~ 1 000 次，利用一型多腔，产量会更大。

（3）经济效益好

1）材料利用率高。材料的工艺出品率可达 60% ~ 80%，甚至可达 90%。

2）压铸件中可镶嵌其他金属或非金属材料零件，节省贵金属、可代替装配、节省工时，见表 5.8-2。

虽然压铸优点突出，但仍存在不足之处，因为压铸机与压铸型制造费用高，不适宜小批量生产；由于压铸机锁型力的限制，压铸件的尺寸与质量也受到限制；压铸法最大的缺点是铸件易产生气孔、缩孔，不能进行热处理，对高熔点合金压铸比较困难。

3）成本低廉。一般压铸法生产都是大批量生产，成本较低，见图 5.8-2 所示。

表 5.8-2 不同铸造方法生产 1 t 合格铸件经济指标比较

铸造方法	合金种类	节省		减少劳动量/h	减少机械加工余量/%
		费用金额/元	金唛重量/kg		
熔模铸造	灰铸铁、钢、非铁合金	275 350	250 250	300① 300	90 90
壳型铸造	铸铁 铸钢 非铁合金	15 20 20	200 150 150	60 80 100	50 50 60
金属型铸造	灰铸铁、铸钢 非铁合金	30 30	150 200	50 150	50 65
砂型铸造②	灰铸铁 非铁合金	5 5	100 7	20 40	50 60
压力铸造	非铁合金	400	350	360	95

① 包括机械加工减少的劳动量。
② 指流态砂型、高压造型和快干砂型铸造。

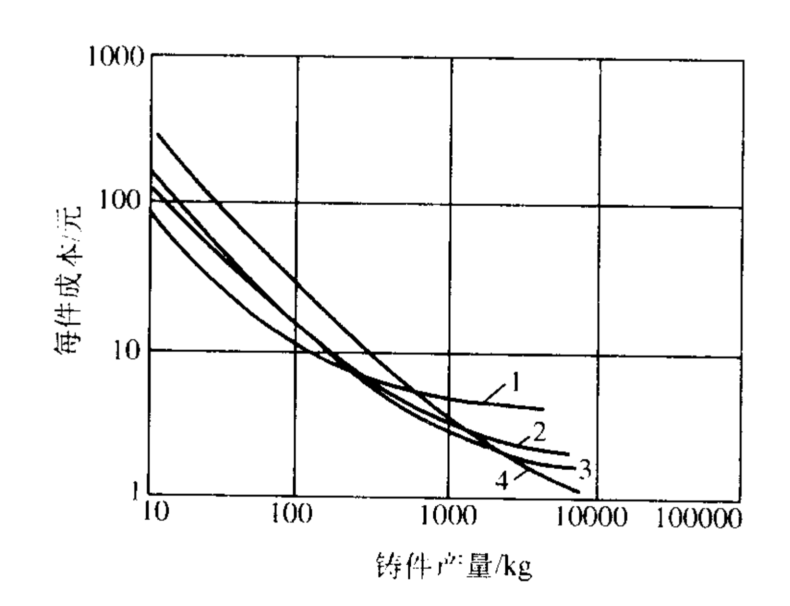


图 5.8-2 不同铸造方法生产铸件费用比较
1—熔模铸件；2—壳型铸件；3—金属型铸件；4—压铸件

1.3 应用范围

压铸件应用范围和领域十分广泛，几乎涉及所有工业部门，如交通运输领域的汽车、造船、摩托车工业；电子领域中计算机、通信器材、电气仪表工业；机械制造领域的机床、纺织、建筑、农机工业；国防工业、医疗器械、家用电器以及日用五金等均有应用。压铸件所用材料多为铝合金，约占 70%～75%，锌合金约占 20%～25%，铜合金占 2%～3%，镁合金约占 2% 左右。但镁合金的应用在不断扩大。在汽车产业中镁合金的应用逐年增加，这不仅为了减轻汽车净重，也藉此不断提高汽车的性能价格比。在 IT 产业中的电子、电脑、手机等大量应用镁合金，所以镁合金具有很好的发展前景。

压铸件的质量由几克到数十千克，其尺寸从几毫米到几百毫米以致上千毫米。随着科学技术的发展，真空压铸、抽气加氧压铸、双冲头压铸以及半固态压铸技术的成熟应用，压铸件的应用范围将不断扩大。

压铸的发展趋势应是：压铸机实现系列化、自动化、大型化并在此基础上向高精度、高效率、加工单元实现柔性化。压铸型设计制造应用 CAD、CAM 提高精度、降低成本、增加寿命，实现系列化、标准化、缩短加工周期。优化压铸工艺，提高产品质量。压铸材料应从液态向半固态以致固态等多工艺方法发展。

2 压铸件结构设计

2.1 压铸件设计的基本要求

1）根据压铸件的使用要求，正确选择压铸合金。
2）合理确定尺寸精度和表面粗糙度。
3）压铸件壁厚尽量均匀，消除尖角。
4）压铸件的结构工艺性　压铸件的压铸工艺对铸件结构的要求见表 5.8-3。

表 5.8-3 压铸工艺对铸件结构要求

结构要求	结构工艺性		说明
	不合理	合理	
消除内部侧凹			压铸型制造简单方便

续表 5.8-3

结构要求	结构工艺性		说明
	不合理	合理	
消除活动型芯			简化压铸型制造
改进壁厚消除气孔缩孔			利用肋消除壁厚或使壁厚均匀，提高铸件致密度，减少气孔、缩孔
	缩孔		
减少应力及变形			利用肋消除应力变形，保证尺寸精度
消除深腔			改进结构设计，消除深孔
			利用镶件消除深腔
减少抽芯	分型面 抽芯	分型面 脱模方向	简化压铸型制造、便于脱型
改进结构符合压铸			减掉直线部分，便于抽芯
			消除不易压出的凹槽

续表 5.8-3

结构要求	结构工艺性		说明
	不合理	合理	
避免型芯交叉	C1 C2 C3	C1 C2 C3	抽拔型芯 C_1 和 C_2 交叉，可将 C_2 的半圆部分改为 C_2 构成，避免 C_1 插到 C_2 内零件左端的端部，形状也作相应的更改
避免型芯交叉	型芯A 型芯B	型芯A 型芯B 型芯B	将型芯 *B* 分为两部分，以便由两侧抽芯
消除尖角			改进结构，避免压型局部形成锐边、锐角而损坏

2.2 压铸件的结构要素

(1) 壁厚

压铸件的壁厚要依据铸件具体结构、合金特性和压铸工艺要求设计或改进，使壁厚符合压铸工艺条件。薄壁并均匀可相对提高压铸件的强度和刚度。因为随壁厚的增加，合金材料的力学性能明显下降，见图 5.8-3。一般情况下，壁厚不宜超过6 mm。合理的壁厚见表 5.8-4。

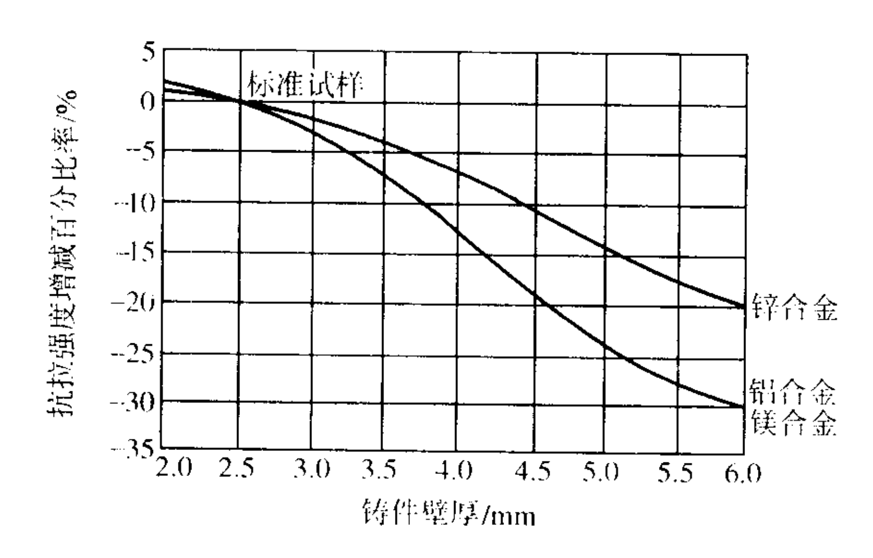


图 5.8-3 压铸件壁厚对抗拉强度的影响

(2) 肋的设置

肋的设置主要是增加铸件的强度和刚度，改善压铸工艺性、减小壁厚如图 5.8-4。肋的结构和铸件壁厚的关系见表 5.8-5，肋的高度、斜度和圆角半径关系见表 5.8-6。肋的设置原则见表 5.8-7。

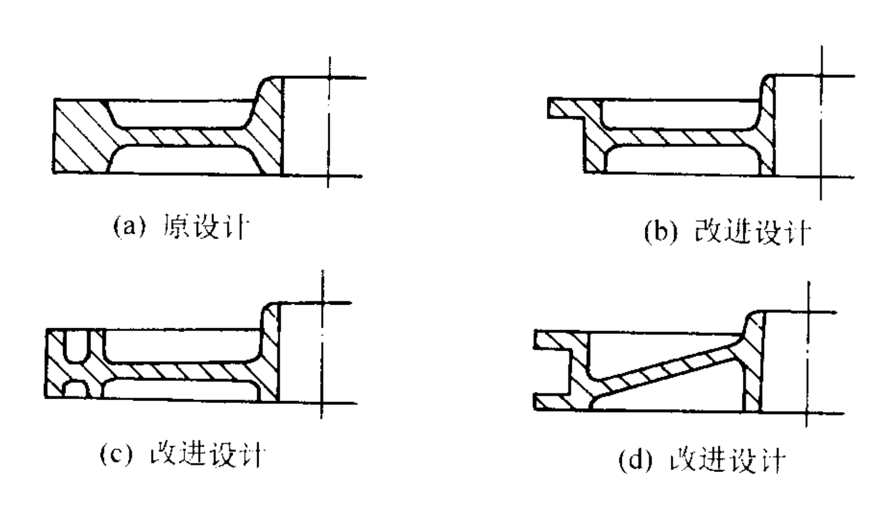


图 5.8-4 利用肋减小壁厚

(3) 压铸孔

铸出小而深的孔是压铸工艺特点之一，最小直径、孔径与深度的关系，见表 5.8-8，孔的大小与孔间距的关系见表 5.8-9。

表 5.8-4 压铸件合理的壁厚

	$a \times b$ /cm^2	壁厚 δ/mm			
		锌合金	铝合金	镁合金	铜合金
a b δ	≤25	0.8～4.5	1.0～4.5	1.0～4.5	1.5～4.5
	>25～100	0.8～4.5	1.5～4.5	1.5～4.5	1.5～4.5
	>100～400	1.5～4.5 (6)	2.5～4.5 (6)	2.5～4.5 (6)	2.5～4.5 (6)
	>400	1.5～4.5 (6)	2.5～4.5 (6)	2.5～4.5 (6)	2.5～4.5 (6)

注：根据不同使用要求，合理壁厚可采用括号内数据，允许再适当增厚。

表 5.8-5 肋的结构与壁厚的关系

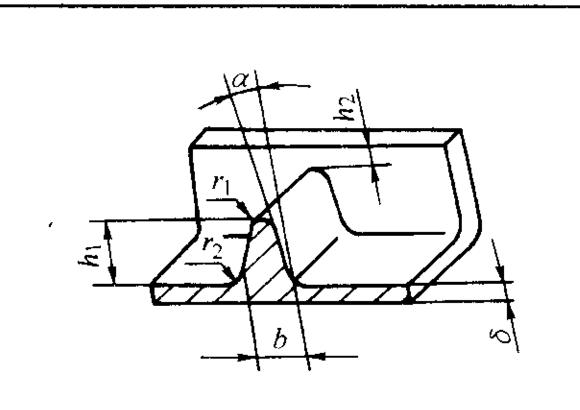
	有关数据	说明
	$b=(1-1.4)\delta$ $h_1 \leqslant 5\delta$ $h_2 > 0.8$ $\alpha \geqslant 3°$ $r_1=\frac{0.5b\cos\alpha - h\sin\alpha}{1-\sin\alpha}$ $r_2=\frac{1}{3}(\delta+b)$	b 为肋的根部宽度；δ 为铸件壁厚；h_1 为肋的高度；h_2 为肋端距离壁端高度；α 为斜度；r_1 为外圆角半径；r_2 为内圆角半径

表 5.8-6 肋的高度 h_1、斜度 α 和圆角半径 r_1 的关系

h_1/mm	α	r_1/mm	h_1/mm	α	r_1/mm
$h_1 \leqslant 20$	3°	$\leqslant 0.527b-0.055h$	$30<h\leqslant 40$	2°	$\leqslant 0.518b-0.036h$
$20<h\leqslant 30$	2°30′	$\leqslant 0.522b-0.046h$	$40<h\leqslant 60$	1°30′	$\leqslant 0.513b-0.027h$

注：h 为铸件壁厚，b 为肋的根部宽度。

表 5.8-7 肋的设置原则

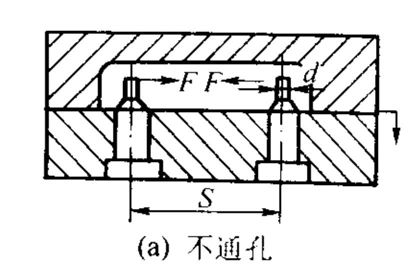
原则	图例：不正确	图例：正确	说明
肋的布置要对称			设肋减小壁厚，并且肋要对称设置，减少气孔，增加强度
避免合金液在肋的连接处汇集	缩孔或疏松		肋在铸件上交叉时应错开，不能错开时，在交叉处加孔，避免形成热节
肋的壁厚要均匀	收缩		肋的厚度要与主体壁厚匀称，否则易变形

表 5.8-8 最小孔径、孔径与深度的关系

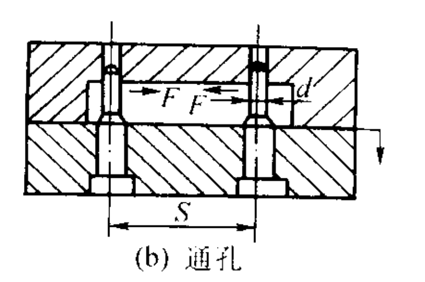
合金	最小孔径 d/mm		深度为孔径 d 的倍数			
	经济上合理的	技术上可能的	不通孔		通孔	
			$d>5$	$d<5$	$d>5$	$d<5$
锌合金	1.5	0.8	6d	4d	12d	8d
铝合金	2.5	2.0	4d	3d	8d	6d
镁合金	2.0	1.5	5d	4d	10d	8d
铜合金	4.0	2.5	3d	2d	5d	3d

注：1. 表内深度系指固定型芯而言，对于活动的单个型芯其深度还可以适当增加。
2. 对于较大的孔径，精度要求不高时，孔的深度也可超出上述范围。

表 5.8-9 孔的大小与孔间距的关系 mm



(a) 不通孔



(b) 通孔

F—铸件凝固时的收缩力，箭头表示收缩方向

孔的直径 d		≤2	2~3	3~4	4~5	5~6	6~7	7~8	8~9	9~10	10~12	12~14
合金		与孔径相应的孔距 S 之最大尺寸										
锌合金	通孔	≤80	80~160	160~240	240~320	320~400	400~480	480~560	560~640	640~720	720~800	>800
	不通孔	≤50	50~100	100~150	150~200	200~250	250~300	300~350	350~400	400~450	450~500	500~550
铝合金	通孔	—	≤30	30~95	95~155	155~215	215~280	230~340	340~405	405~465	465~525	525~580
	不通孔	—	≤18	18~55	55~90	90~130	130~165	165~200	200~235	235~270	270~345	345~390
镁合金	通孔	—	≤65	65~135	135~200	200~265	265~335	335~400	400~465	465~530	530~600	>600
	不通孔	—	≤40	40~80	80~120	120~160	160~200	200~240	240~280	280~300	300~400	400~440
铜合金	通孔	—	—	—	≤50	50~90	90~140	140~190	190~240	240~285	285~380	380~420
	不通孔	—	—	—	≤30	30~60	60~90	90~120	120~150	150~180	180~210	210~240

注：当孔的深度小于表 5.8-8 的范围时，在适当的条件下，表中 S 最大尺寸可以适当地大些。

(4) 圆角半径

压铸件应避免有锐角，圆角可使合金液充填流畅，减少应力并便于排气，圆角半径见表 5.8-10。

表 5.8-10 圆角连接参数选择

连接形式	壁厚条件	图例		参数关系
直角连接	壁厚相等 $b_1=b_2$	b_1 b_2 r_1 r_2 内外有圆角	b_1 b_2 r_1 不允许有外圆角	$r_1=b_1=b_2$ $r_2\approx r_1+$（b_1 或 b_2） $r_1\approx$（1.0~2.5）b_1
	壁厚不等 $b_1<b_2$	b_1 b_2 r_1 r_2 内、外有圆角	b_1 b_2 r_1 不允许有外圆角	$r_1\approx 2/3$（b_1+b_2） $r_2<r_1+b_2$

续表 5.8-10

连接形式	壁厚条件	图例	参数关系
T形连接	壁厚相等 $b_1=b_2$		$r_1\approx(1.0\sim2.5)\ b_1$
	壁厚不等 $b_3>b_1\ (b_2)$ $b_1\approx b_2$		$r_1\approx(1.0\sim2.5)\ b_1$
交叉连接	壁厚均匀	十字形	$r_1\approx b_1$
		X 形	$r_1=0.7b_1$ $r_2=0.5b_1$
		Y 形	$r_1\approx0.5b_1$ $r_2\approx2.5b_1$

（5）铸造斜度

压铸件铸造斜度的大小与铸件几何形状、压铸型腔或型芯表面粗糙度以及加工纹路方向有关，在允许范围内采用较大斜度为宜。斜度不计入公差范围内，铸件不加工表面、孔（包容面）以小端为基准；轴以大端为基准。对加工面，孔以大端为基准，轴以小端为基准。各种合金压铸件内腔斜度见表5.8-11，外壁的铸造斜度为内腔斜度的1/2。压铸孔的直径与深度、斜度的关系见表5.8-12。

表 5.8-11 压铸件内腔斜度

合金 \ 内腔深度/mm	≤6	>6~8	>8~10	>10~15	>15~20	>20~30	>30~60
锌合金	2°30′	2°	1°50′	1°30′	1°15′	1°	0°45′
铝（镁）合金	4°	3°30′	3°	2°30′	2°	1°30′	1°45′
铜合金	4°	4°	3°30′	3°	2°30′	2°	1°30′

表 5.8-12　压铸孔直径 D 与深度、斜度的关系

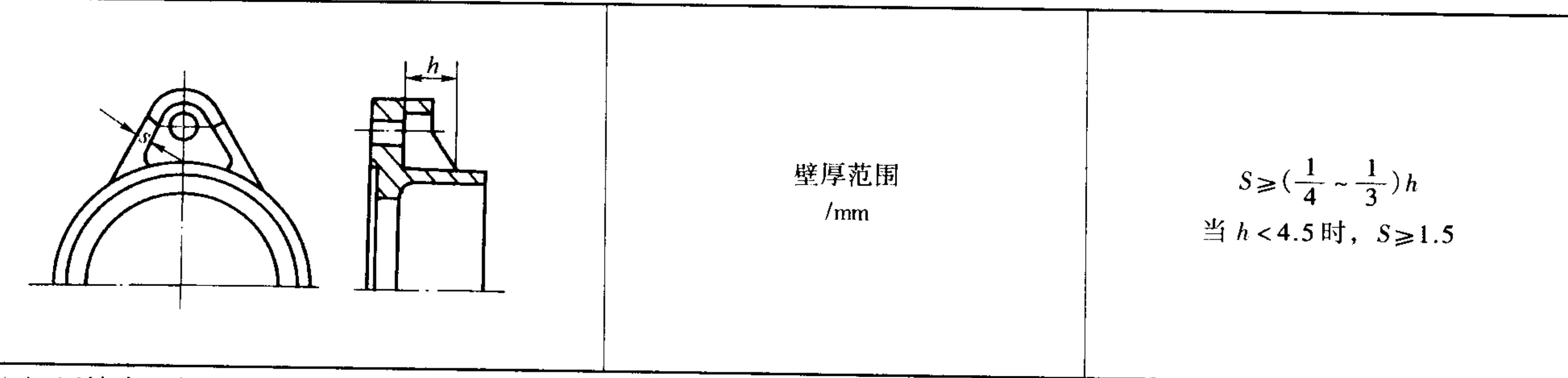
孔直径 D/mm	压铸合金					
	锌合金		铝合金		铜合金	
	最大深度/mm	铸造斜度	最大深度/mm	铸造斜度	最大深度/mm	铸造斜度
≤3	9	1°30′	8	2°30′	—	—
>3～4	14	1°20′	13	2°	—	—
>4～5	18	1°10′	16	1°45′	—	—
>5～6	20	1°	18	1°40′	—	—
>6～8	32	0°50′	25	1°30′	14	2°30′
>8～10	40	0°45′	38	1°15′	25	2°
>10～12	50	0°40′	50	1°10′	30	1°45′
>12～16	80	0°30′	80	1°	45	1°15′
>16～20	110	0°25′	110	0°45′	70	1°
>20～25	150	0°20′	150	0°40′	—	—

注：1. $D>25$ mm 时，锌合金、铝合金压铸孔深可为 D 的 6 倍。
2. 螺纹底孔允许按表中铸造斜度铸出，扩孔达到螺纹底孔尺寸。
3. 对孔径小，收缩应力很大的铸孔，表中深度可适当缩小。

（6）压铸件外边缘的最小壁厚

压铸件外边缘壁厚与深度的关系见表 5.8-13。

表 5.8-13　边缘壁厚与深度的关系



(图)	壁厚范围 /mm	$S \geqslant (\frac{1}{4} \sim \frac{1}{3})h$ 当 $h<4.5$ 时，$S \geqslant 1.5$

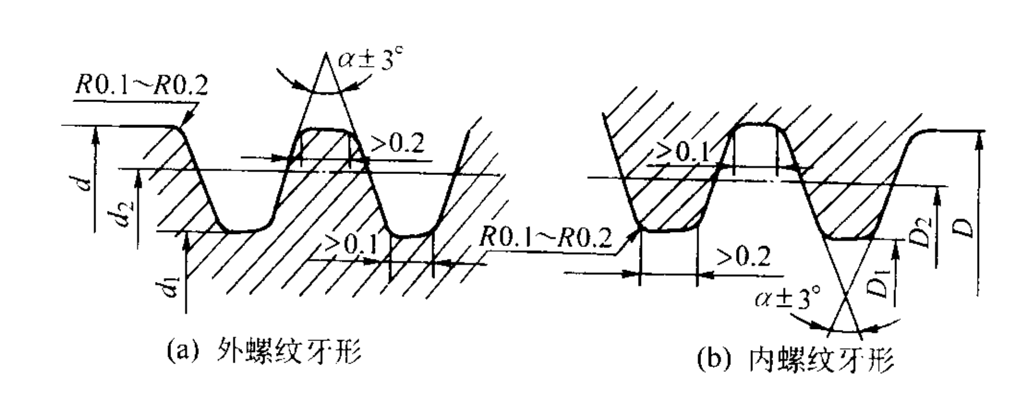
（7）压铸齿及螺纹

压铸齿轮最小模数可按表 5.8-14 确定。

表 5.8-14　压铸齿的最小模数、精度和斜度

项目	铅锡合金	锌合金	铝合金	镁合金	铜合金
模数/mm	0.3	0.3	0.5	0.5	1.5
精度	3	3	3	3	3
斜度	在宽度高于 20 mm 时，每面至少有 0.05～0.2 mm的斜度，而铜合金应为 0.1～0.2 mm				

螺纹可直接压出，但螺纹的牙形应为平或圆头，必须是整扣，平头螺牙形状见图 5.8-5，螺纹尺寸和斜度见表 5.8-15。

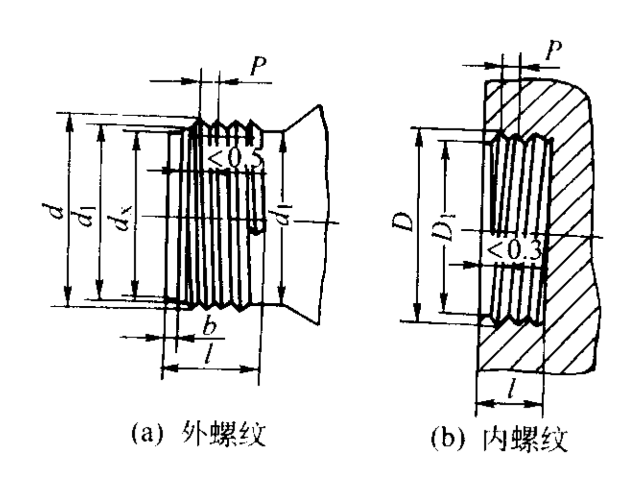


(a) 外螺纹牙形　　(b) 内螺纹牙形

图 5.8-5　螺纹牙形

表 5.8-15　压铸螺纹尺寸

mm



(a) 外螺纹　　(b) 内螺纹

d—外螺纹大径；d_x—小于外螺纹小径；
D—内螺纹大径；$b=d_x$ 的长度；
d_1—外螺纹小径；l—螺纹长度；
D_1—内螺纹小径；P—螺纹螺距

续表 5.8-15

合　金	最小螺距 P	最小直径		最大长度 l（P的倍数）	
		外螺纹 d_1	内螺纹 D_1	外螺纹	内螺纹
锌合金	(0.75)、1	6	(10)、8	8P	5P
铝合金	(0.75)、1	(8)、10	(12)、20	6P	4P
镁合金	0.75	10	(12)、15	6P	4P
铜合金	1.5	12	—	6P	—

注：1. 压铸时内螺纹的直径不宜过大。
2. 采用两半型腔成形时的外螺纹，其最大长度可以加大。
3. 括号内的数据表示可能做到的尺寸。

(8) 方形孔和槽

长方形孔和槽的尺寸见表5.8-16。

表 5.8-16　长方形孔和槽的尺寸　mm

合金	铅锡合金	锌合金	铝合金	镁合金	铜合金
宽度 b	0.8	0.8	1.2	1.0	1.5
深度 h	≈10	≈12	≈10	≈12	≈10
厚度 δ	≈10	≈12	≈10	≈12	≈8

(9) 凸台

压铸凸台一般都应留加工余量，凸台的最小高度 $h \approx 2 \sim 2.5$ mm。当紧固件的孔中心距小时，应将相近凸台连在一起，见图5.8-6。其尺寸见表5.8-17。

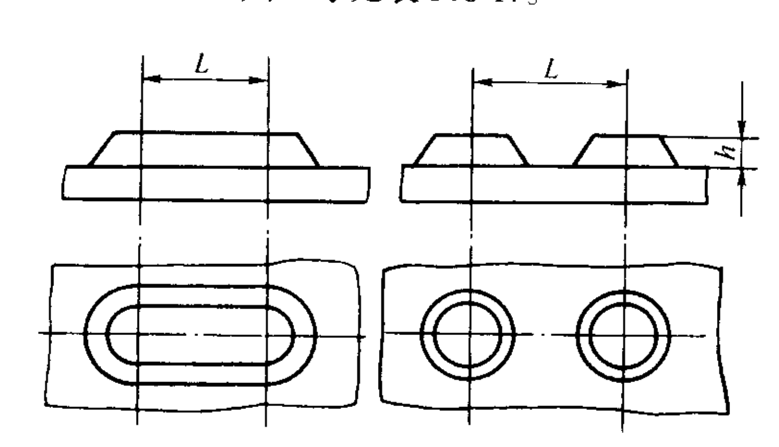


图 5.8-6　凸台的布置

表 5.8-17　紧固孔中心距　mm

紧固螺钉直径	孔中心距 L>
≤4	15
>4~6	18
>6~10	22
>10~14	30
>14~18	38

(10) 凸纹与直纹

凸纹与直纹可以直接铸出，对圆柱体上直纹必须按圆周等分，纹路一般平行于出型方向，其尺寸见表5.8-18。

(11) 网纹

对较大面积的平板类压铸件如电梯踏板等，常常在表面上设置网纹或网点，其网纹结构和尺寸见图5.8-7。

表 5.8-18　凸纹与直纹结构尺寸　mm

简图	零件直径 D	凸纹半径 R	凸纹节距 t	凸纹高度 h
	<18	0.5~1.0	5~6R	0.8R
	18~50	0.8~0.4	5R	
	50~80	1.0~5.0	5R	
	80~120	2.0~6.0	4~5R	
	$\alpha = 90° \sim 100°$		$h = 0.6 \sim 1.2$	

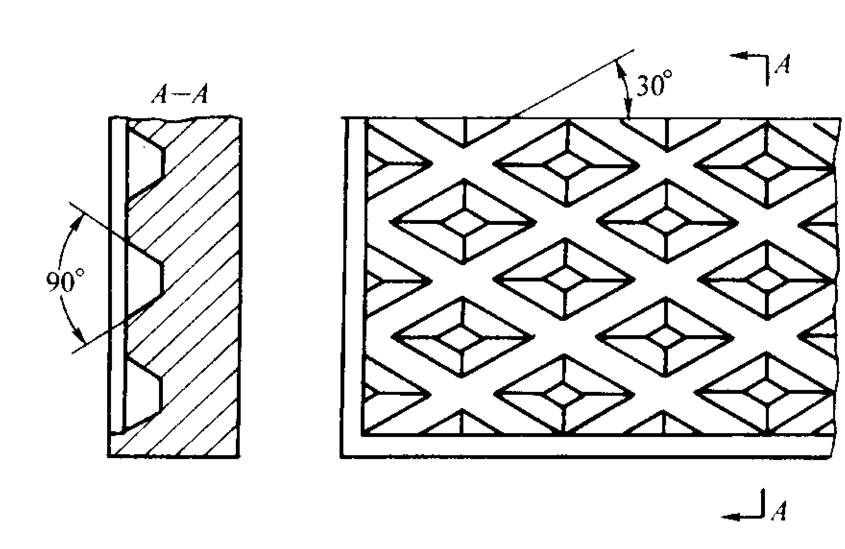


图 5.8-7 压铸网纹结构和尺寸

(12) 文字、图案和符号

压铸文字、图案和符号，应采用凸纹，线端不应有尖角。文字大小一般不小于 GB/T 14691—1993 规定的 5 号字，图案设计尽量简单、美观大方。其有关尺寸见表 5.8-19。

(13) 嵌铸件

1) 铸入嵌件的技术原则

① 嵌件与压铸件基体合金之间不应产生电化学腐蚀。

② 有嵌件的压铸件不能进行热处理。

③ 嵌件应被压铸合金包紧，不产生松动。

④ 嵌件应符合各种配合公差要求。

⑤ 镶铸嵌件应方便生产。

2) 嵌件的作用 见表 5.8-20。

表 5.8-19 文字、图案与符号有关尺寸

线条形状	凸 体	凹 体	说 明
	$b > 0.25mm$ $h < b$ $\theta > 10°$ $S \geqslant h$	$b > 0.35mm$ $h < b$ $\theta > 15°$ $S \geqslant h$	b—线条宽度； h—线条高度； S—线条间距； θ—线条侧条斜度

表 5.8-20 镶铸嵌件的作用

作 用	图 例	说 明
增强压铸件某些部位的强度、耐磨性、绝缘性、导电性和磁性等	1—镶铸件；2—压铸合金	镶铸钢件提高强度
	镶铸宝石	铸入宝石，提高耐磨性
	锌合金铸件 镶铸绝缘纸管	铸入绝缘纸管，提高绝缘性
	S	铸入磁钢具有导磁性

续表 5.8-20

作　用	图　例	说　明
消除压铸件复杂的型腔内凹或难以压铸的内腔	1—顶杆；2—嵌件；3—合金；4—定位销	铸入弯管代替压出不规则的孔
消除热节避免疏松	叶轮　镶铸件	克服金属堆积
利用低熔点合金压铸，节省贵重金属	青铜件	镶入青铜嵌件
代替部分装配	1—压铸合金；2—硅钢片；3—铁心	电表支架嵌入硅钢片和铁心
		电表架（左上图）是下部各件一次压铸而成

3）包紧力　嵌件周围应有足够的包紧厚度，推荐包紧厚度见表 5.8-21。

4）嵌件被压铸件包围部分结构形状　如图 5.8-8 和图 5.8-9 所示。

（14）加工余量

当压铸件精度或形位公差达不到产品使用要求，必须进行机械加工时，应采用最小的加工余量，推荐加工余量见表 5.8-22，铰孔加工余量见表 5.8-23。

表 5.8-21　镶铸件被包紧壁厚度　mm

(a) 空心镶铸件 $H \geqslant 0.5d$　(b) 实心镶铸件 $H \geqslant 0.75d$	铸件外径（包括镶铸件部分）D	镶铸件最大直径 d	包住镶铸件壁厚 δ
	2.5	0.5	1.0
	3	1.0	1.0
	6	3.0	1.5
	9	5.0	2.0
	13	8.0	2.5
	16	11.0	2.5
	19	13.0	3.0
	22	16.0	3.0
	25	18.0	3.5

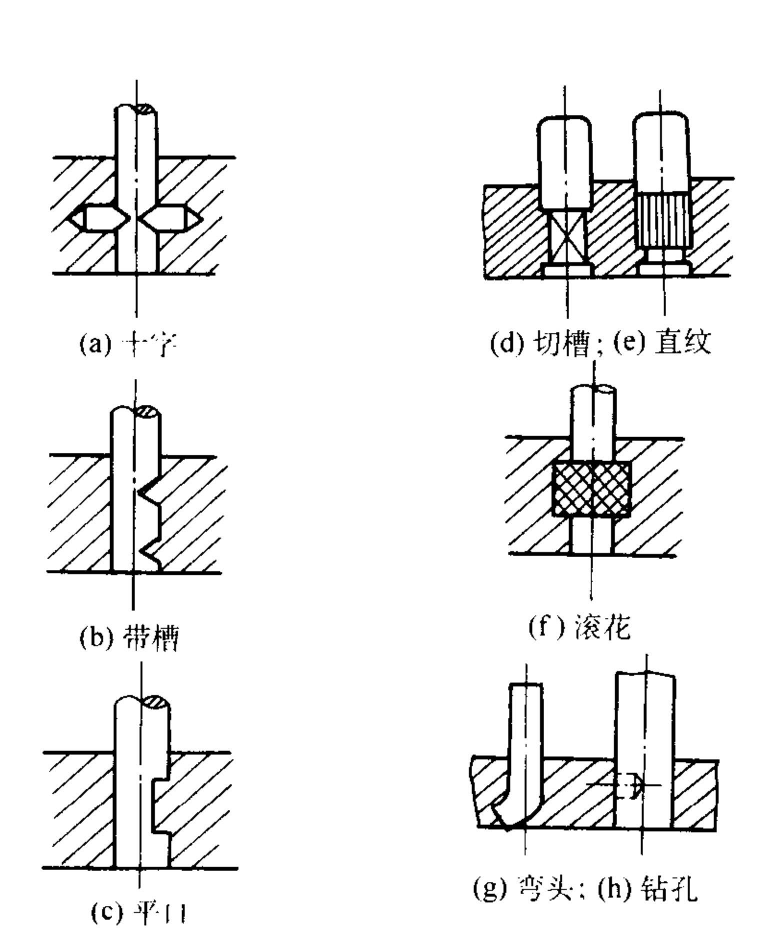


图 5.8-8　轴类嵌件结构形式

表 5.8-22　推荐加工余量　mm

基本尺寸	≤100	>100~250	>250~400	>400~630	>630~1 000
每面余量	$0.5^{+0.4}_{-0.1}$	$0.75^{+0.5}_{-0.2}$	$1.0^{+0.5}_{-0.3}$	$1.5^{+0.6}_{-0.4}$	$2.0^{+1.0}_{-0.4}$

表 5.8-23　推荐铰孔加工余量　mm

简　图	孔径 D	加工余量 δ
	≤6	0.05
	>6~10	0.10
	>10~18	0.15
	>18~30	0.20
	>30~50	0.25
	>50~80	0.30

2.3　压铸件尺寸精度

压铸件的尺寸精度主要指压铸件尺寸公差和形位公差。

(1) 压铸件尺寸公差

按 GB/T 6414—1999《铸件尺寸公差》的规定，此等同于 ISO8602—1994《铸件尺寸公差制》。压铸件的精度等级见表 5.8-24。相应尺寸公差值列入表 5.8-25。受分型面或压铸型活动部分影响的尺寸公差见表 5.8-26 和表 5.8-27、孔中心距尺寸公差见表 5.8-28。

表 5.8-24　压铸件的精度等级

合　　金	公差等级 CT
锌合金	4~6
铝（镁）合金	5~7
铜合金	6~8

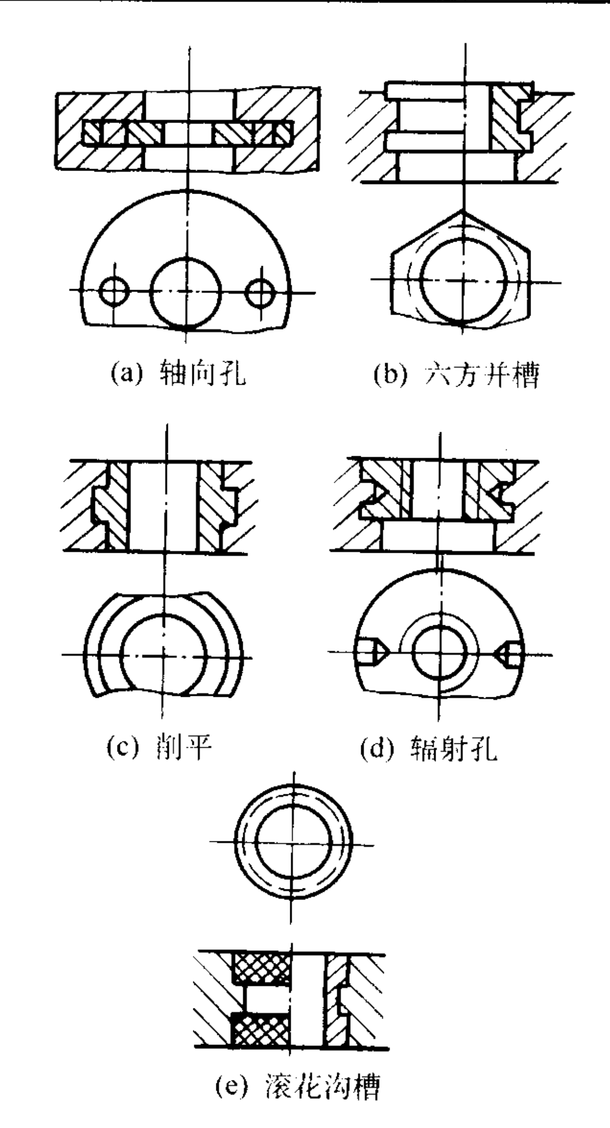


图 5.8-9　套类嵌件结构形式

表 5.8-25　压铸件相应尺寸公差值
（摘自 GB 6414—1999）　mm

铸件基本尺寸	公差等级 CT					
	3	4	5	6	7	8
<3	0.14	0.20	0.28			
3~6	0.16	0.24	0.32			
6~10	0.18	0.26	0.36			
10~16	0.20	0.28	0.38	0.54		
16~25	0.22	0.30	0.42	0.58	0.82	
25~40		0.32	0.46	0.64	0.90	1.3
40~63		0.36	0.50	0.70	1.0	1.4
63~100		0.40	0.56	0.78	1.1	1.6

续表 5.8-25

铸件基本尺寸	公差等级 CT					
	3	4	5	6	7	8
100 ~ 160		0.44	0.62	0.88	1.2	1.8
160 ~ 250		0.50	0.70	1.0	1.4	2.0
250 ~ 400		0.56	0.78	1.1	1.6	2.2
400 ~ 630		0.64	0.90	1.2	1.8	2.6
630 ~ 1 000			1.0	1.4	2.0	2.8

(2) 铸件转接圆弧半径尺寸公差

凸圆弧半径 R_1 的尺寸偏差取“+”，凹圆弧半径 R 尺寸偏差取“-”。铸造圆角半径一般不小于 0.5 mm，见表 5.8-29。

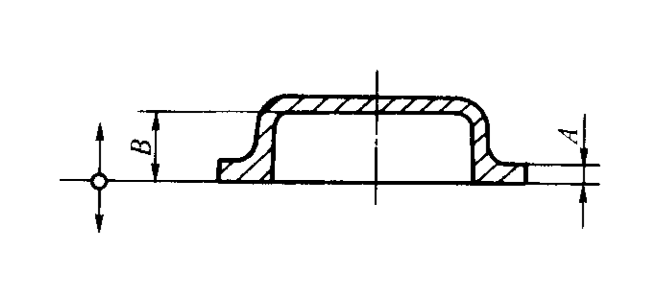
(3) 角度和锥度尺寸公差

锥度公差按锥体母线长度决定，角度公差按角度短边长度决定，见表 5.8-30。

(4) 压铸件壁厚基本尺寸公差

见表 5.8-31 受分型面或活动部位影响的厚度公差按表 5.8-26 和表 5.8-27 选用，加上附加公差。

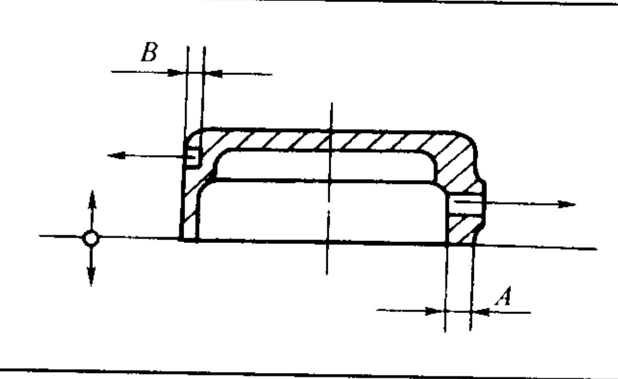
表 5.8-26　线性尺寸受分型面影响时的附加公差



压铸件在分型面上的投影面积/cm²	A 和 B 处的附加公差增或减量/mm		
	锌合金	铝合金	铜合金
≤150	0.08	0.10	0.10
> 150 ~ 300	0.10	0.15	0.15
> 300 ~ 600	0.15	0.20	0.20
> 600 ~ 1 200	0.20	0.30	—

注：一型多腔时，压铸分型面上的投影面积为各压铸件面积的和。

表 5.8-27　线性尺寸受压铸型活动部分影响时的附加尺寸公差



压铸型活动部位在抽芯方向的投影面积/cm²	A 和 B 处的附加公差增或减量/mm		
	锌合金	铝合金	铜合金
≤30	0.10	0.15	0.25
> 30 ~ 100	0.15	0.20	0.35
> 100	0.20	0.30	—

注：一型多铸时，铸件分型面上的投影面积为各铸件投影面积之和。

表 5.8-28　孔中心距尺寸公差

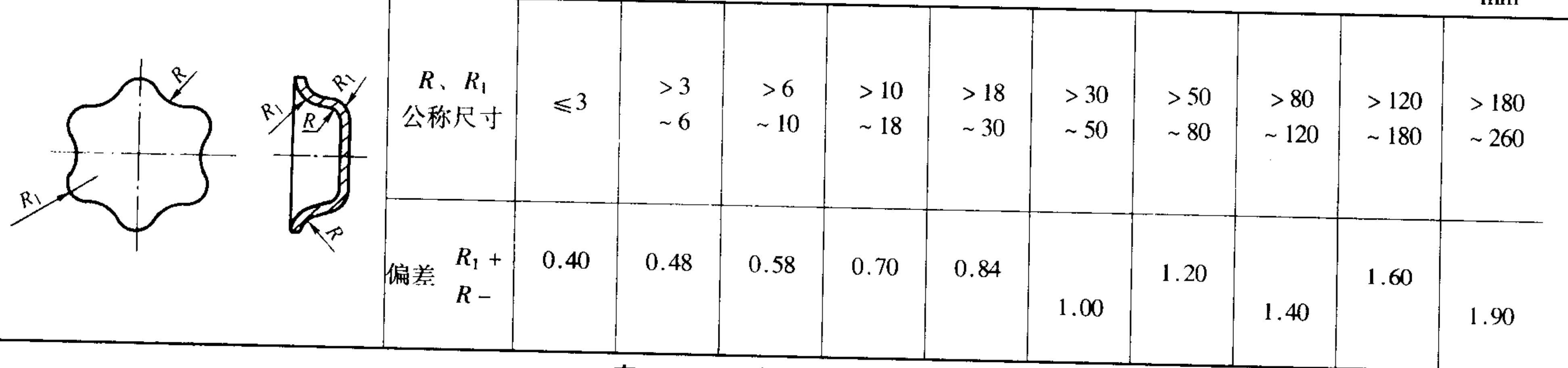
mm

合金 \ 公称尺寸	≤18	> 18 ~ 30	> 30 ~ 50	> 50 ~ 80	> 80 ~ 120	> 120 ~ 160	> 160 ~ 210	> 210 ~ 260	> 260 ~ 310	> 310 ~ 360
锌合金、铝合金	0.10	0.12	0.15	0.23	0.30	0.35	0.40	0.45	0.56	0.65
镁合金、铜合金	0.16	0.20	0.25	0.35	0.48	0.60	0.78	0.92	1.08	1.25

注：孔中心距尺寸受分型面或压铸型活动部位影响时，表内数值应按表 5.8-26 和表 5.8-27 选用，加上附加公差。

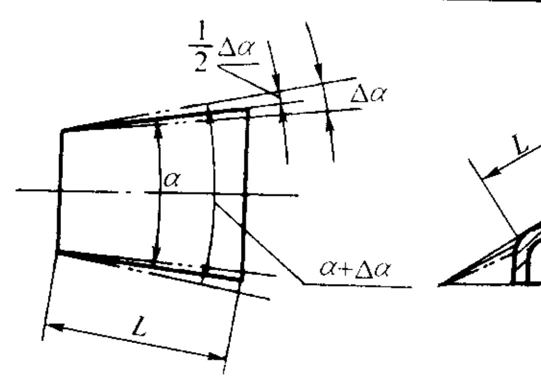
表 5.8-29　转接圆弧半径尺寸公差

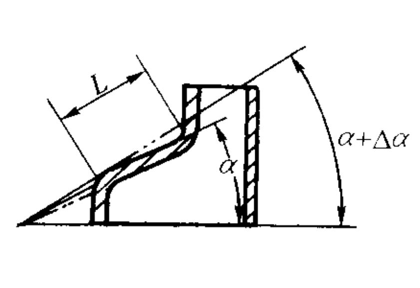
mm



R、R_1 公称尺寸	≤3	> 3 ~ 6	> 6 ~ 10	> 10 ~ 18	> 18 ~ 30	> 30 ~ 50	> 50 ~ 80	> 80 ~ 120	> 120 ~ 180	> 180 ~ 260
偏差 R_1 + R −	0.40	0.48	0.58	0.70	0.84	1.00	1.20	1.40	1.60	1.90

表 5.8-30　角度和锥度公差





续表 5.2-30

精度等级	公称尺寸 L/mm									
	≤3	>3~6	>6~10	>10~18	>18~30	>30~50	>50~80	>80~120	>120~180	>180~260
	角度和锥度偏差 ±Δα									
1	1°30′	1°15′	1°	50′	40′	30′	25′	20′	15′	12′
2	2°30′	2°	1°30′	1°15′	1°	50′	40′	30′	25′	20′

表 5.8-31 压铸件壁厚尺寸公差 mm

壁厚	≤3	>3~6	>6~10
厚度公差	±0.15	±0.20	±0.30

(5) 压铸件表面形状与位置公差

压铸件有形位公差要求时，可参考表 5.8-32、表 5.8-33 和表 5.8-34 选择。

表 5.8-32 平面度公差 mm

公称尺寸	≤25	25~63	63~100	100~160	160~250	250~400	>400
整形前公差	0.2	0.3	0.45	0.70	1.0	1.5	2.2
整形后公差	0.1	1.5	0.20	0.25	0.30	0.40	0.50

表 5.8-33 平行度公差 mm

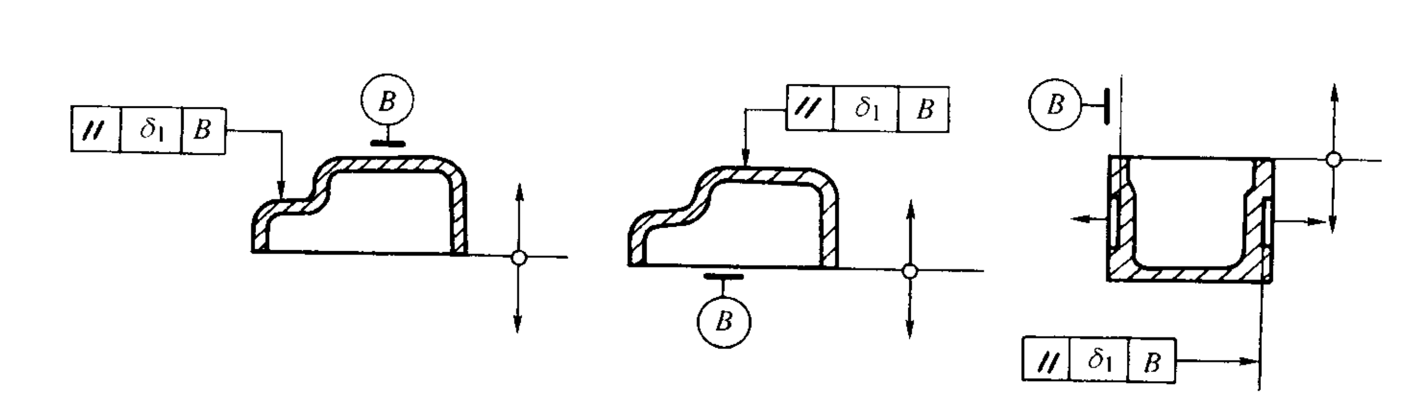
被测表面与基准平面所处位置			
公称尺寸	在同一半型内 δ_1	在两个半型内公差 δ_1	在同一半型内两个活动部位时的公差 δ_1
≤25	0.10	0.15	0.20
>25~63	0.15	0.20	0.30
>63~160	0.20	0.30	0.45
>160~250	0.30	0.45	0.70
>250~400	0.45	0.65	1.20
>400	0.75	1.00	—

表 5.8-34 同轴度公差 mm

被测轴心线与基准轴心所处位置		≤18	>18~50	>50~120	>120~260	>260~500
	在同一半型内的公差 δ_1	0.10	0.15	0.25	0.35	0.65
	在两个半型内的公差 δ_1	0.20	0.25	0.35	0.50	0.80

(6) 压铸件表面质量

1) 压铸件不加工表面质量　不加工表面不允许有超过技术规定的花纹、麻面和斑点，见表 5.8-35。压铸孔的顶端隔皮厚度不能超过表 5.8-36 规定值。

2）各种压铸件表面质量要求见表5.8-37。

表5.8-35 压铸件表面质量级别及缺陷极限

压铸件表面质量级别	1级	2级	3级
缺陷面积不超过总面积的百分数/%	5	25	40

注：1. 在不影响使用和装配条件下，网状飞翅和痕迹不超过下述规定：锌合金、铝合金压铸件其厚度不超过0.2 mm；铜合金压铸件其厚度不超过0.4 mm。
2. 受分型面或压铸型镶块影响而形成表面高低不平的偏差，不超过有关尺寸公差。
3. 推杆痕迹凸出或凹入铸件表面高度或深度不超过±0.2 mm。
4. 工艺基准面、配合面上不允许存在任何凸起，装配面上不允许有推杆痕迹。

表5.8-36 穿孔顶端的隔皮厚度

压铸件在分型面上的投影面积/cm²	隔皮厚度/mm		
	锌合金	铝合金	铜合金
≤150	0.15	0.20	0.25
>150~300	0.20	0.25	0.30
>300~600	0.30	0.35	—
压铸型活动部分在抽芯方向的投影面积/cm²	隔皮厚度/mm		
	锌合金	铝合金	铜合金
≤30	0.20	0.25	0.35
>30~100	0.25	0.30	0.45
>100~300	0.30	0.40	—

表5.8-37 压铸件表面质量要求

缺陷名称		缺陷范围	表面质量级别			备注
			1级	2级	3级	
流痕		深度/mm ≤	0.05	0.07	0.15	
		面积不超过总面积的百分数/%	5	15	30	
冷隔		深度/mm ≤	不允许	1/5壁厚	1/4壁厚	1. 在同一部位对应处不允许同时存在 2. 长度是指缺陷流向的展开长度
		长度不大于铸件最大轮廓尺寸/mm		1/10	1/5	
		所在面上不允许超过的数量		2处	2处	
		离铸件边缘距离/mm ≥		4	4	
		两冷隔间距/mm ≥		10	10	
拉伤		深度/mm	0.05	0.10	0.25	除一级表面外，浇道部位允许增加一倍
		面积不超过总面积的百分数/%	3	5	10	
凹陷		凹入深度/mm ≤	0.10	0.30	0.50	
黏附物痕迹		整个铸件不允许超过	不允许	1处	2处	
		粘带缺陷的表面面积的百分数/%		5	10	
气泡	平均直径≤3 mm	每100 cm² 面积上缺陷个数不超过的处数	不允许	1	2	允许两个气泡同时存在，但大气泡不超过3个，总数不超过10个；且其边距不小于10 mm
		整个铸件不超过的个数		3	7	
		离铸件边缘距离/mm ≥		3	3	
		气泡凸起高度/mm ≤		0.2	0.3	
	平均直径>3~6 mm	每100 cm² 面积上缺陷个数不超过	不允许	1	1	
		整个铸件不允许超过的个数		1	3	
		离铸件边缘距离/mm ≥		5	5	
		气泡凸起高度/mm ≤		0.3	0.5	
边角缺陷深度/mm		铸件边长≤100 mm	0.3	0.5	1.0	残缺长度不超过边长度的5%
		铸件边长>100 mm	0.5	0.8	1.2	
各类缺陷总和		面积不超过总面积的百分数/%	5	30	50	

注：对于1级或有特殊要求的表面，只允许有经抛光或研磨能去除的缺陷。

3 压铸合金

压铸出优质而经济的压铸件，除了设计合理的零件结构，完善的压铸型和性能良好的压铸机外，需要选用性能好的合金材料。这里必须指出：不是所有的合金都能压铸。

3.1 概述

（1）选用原则

1）对压铸合金工艺性能的要求 在高温下应有足够的强度和可塑性，无或少热脆性。其结晶温度范围应小，过热度不高时有足够的流动性，收缩要小。压铸合金还应有良好的物理化学性能——耐磨性、耐腐蚀性、导电性及热膨胀性等，加工性要好。

2）设计人员在选用压铸合金时，还必须考虑压铸件的受力状态、工作环境、生产条件和经济性等四个方面。

（2）分类

压铸合金分非铁合金及铁合金材料。后者因熔点高、压铸型寿命低等因素而很少应用。目前广泛用的为非铁合金材料见图 5.8-10。

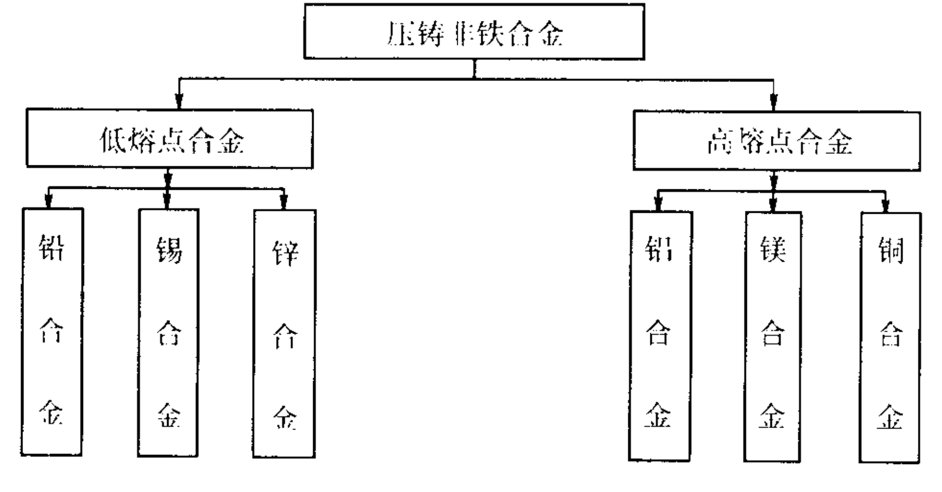


图 5.8-10 压铸非铁合金分类

(3) 压铸合金凝固特点

不完全固溶的两种金属熔合在一起时，通常就会具有一种共晶成分，其凝固点比任何一个组元的都低。在含硅高的铝合金中，大约在含 $w(\mathrm{Si})=12\%$ 时出现共晶。这时合金的熔点约比铝熔点低 100℃，而比硅低 850℃，某些压铸合金系的凝固参数列入表 5.8-38。

表 5.8-38 某些压铸合金系的凝固参数

合金	共晶成分（质量分数/%）	共晶温度/℃	液相线温度/℃	固相线温度/℃	共晶温度范围/℃
铝-硅	Si = 11.7	577	575	565	10
铝-镁	Mg = 35.0	450	642	580	62
锌-铝	Al = 5.0	382	387	382	5
镁-铝	Al = 32.3	437	596	468	128
铅-锑	Sb = 11.2	252	310	270	40

注：铝-硅合金共晶体的成分和熔点是随冷却速度及是否变质而稍有不同。

具有共晶成分的合金，同时还具有适于压铸的其他性能，应为理想的压铸合金。

各种压铸合金的强度都随温度的变化而变化，如图 5.8-11 所示。

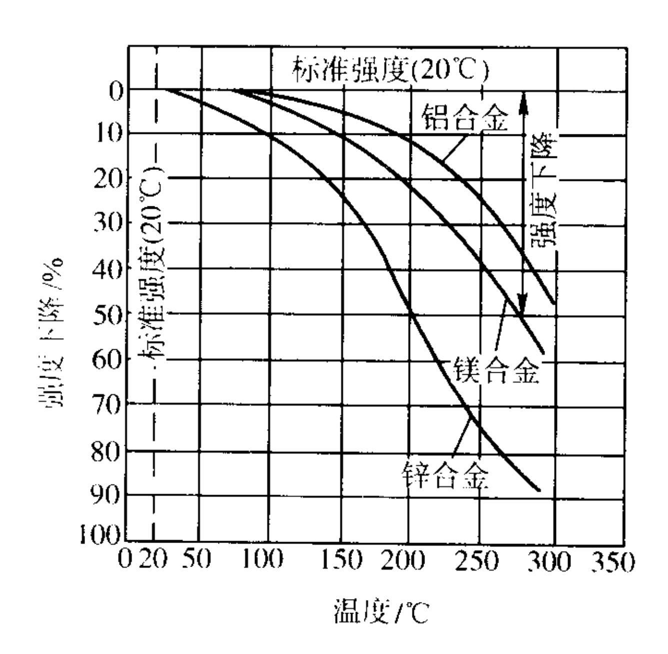


图 5.8-11 温度对合金强度的影响

3.2 各类压铸合金

(1) 压铸锌合金

压铸锌合金特点：压铸锌合金属于锌和铝 $w(\mathrm{Al})=5\%$ 的二元共晶。铝是锌合金的主要元素，含 $w(\mathrm{Al})4\%$ 的典型锌-铝合金熔点低（382℃），结晶范围窄（5℃），晶粒细小，抗拉强度高，抗冲击性能好，工艺性好，不易粘型，加工性和电镀性优良，能压铸出薄壁、形状复杂的铸件，是最佳的压铸材料。优点突出，其缺点是：密度大（6.4～6.7 g/cm³），易老化，抗腐蚀性差，尤其易产生晶间腐蚀，进而产生强度和尺寸变化。压铸锌合金化学成分及力学性能见表 5.8-39 和见表 5.8-40。压铸锌合金的物理性能见表 5.8-41。

表 5.8-39 压铸锌合金的化学成分（摘自 GB/T 13818—1992）

序号	合金牌号	合金代号	化学成分（质量分数）/%：主要成分 Al	Cu	Mg	Zn	杂质含量 Fe	Pb	Sn	Cd	Cu	总和
1	ZZnAl4Y	YX040	3.5～4.3	—	0.02～0.06	其余	0.1	0.005	0.003	0.004	0.25	0.2
2	ZZnAl4Cu1Y	YX041	3.5～4.3	0.75～1.25	0.03～0.08	其余	0.1	0.005	0.003	0.004	—	0.2
3	ZZnAlCu3Y	YX043	3.5～4.3	2.5～3.0	0.02～0.06	其余	0.1	0.005	0.003	0.004	—	0.2

表 5.8-40 压铸锌合金的力学性能及应用范围

序号	合金牌号	合金代号	力学性能 ≥：抗拉强度 σ_b/MPa	断后伸长率 δ ($L_0=50$) /%	布氏硬度 HBS 5/25/30	冲击韧度 a_K/J·cm^{-2}	应用范围
1	ZZnAl4Y	YX040	250	1.0	80	35	尺寸稳定性好，用于高精度压铸件
2	ZZnAl4Cu1Y	YX041	270	2.0	90	39	中强度合金用于镀铬和不镀铬的各种压铸件
3	ZZnAl4Cu3Y	YX043	320	2	95	42	高强度合金，用于各种镀铬压铸件

表 5.8-41 压铸锌合金的物理性能

物理性能	合金牌号		
	ZZnAl4Y	ZZnAl4Cu1Y	ZZnAl4Cu3Y
密度/$g \cdot cm^{-3}$	6.6	6.7	—
液相温度/℃	387	386	—
固相线温度/℃	381	380	—
凝固时收缩率/%	1.17	1.17	—
20~100℃时的线胀系数/10^{-6} K^{-1}	27.4	27.4	—
20~100℃时的比热容/J·$(kg \cdot K)^{-1}$	0.1	0.1	—
70~140℃时的热导率/W·$(m \cdot K)^{-1}$	113.04	108.85	—

（2）压铸铝合金

1）压铸铝合金特点　密度小（2.5~2.7 g/cm^3）；比强度高（$\sigma_b/\rho = 9 \sim 12$）；力学性能好，在低温条件下仍保持良好的力学性能；在大气中，表面会形成 Al_2O_3 的保护层，抗腐蚀性好，有良好的导电性和导热性，尤其有好的铸造性和加工性能。但铝合金熔点较高，易产生粘型，体收缩大，易形成缩孔，对金属坩埚有腐蚀性。用于压铸的铝合金主要是铝-硅二元合金，熔点为660℃，共晶点为577℃，是最佳压铸合金材料。目前国内外又研究出一些新型压铸铝合金，如高强度、高耐磨性的易喷涂铝合金；防爆、防振型的 Al-Zn 合金；装饰型的 Al-Mn 合金；表面热处理型的 Al-Mg-Zn 合金；热处理型的 Al-Si-Cu 合金以及可着色的压铸铝合金等等。

2）压铸铝合金的化学成分及力学性能　见表 5.8-42 和表 5.8-43。

表 5.8-42 压铸铝合金的化学成分（摘自 GB/T 15115—1994）

序号	合金牌号	合金代号	化学成分（质量分数）/%												
			主要成分					杂质含量 ≤							
			Si	Cu	Mg	Mn	Al	Fe	Cu	Mg	Zn	Mn	Sn	Pb	总和
1	YZAlSi12	YL102	10.0~13.0	—	—	—	其余	1.2	0.6	0.05	0.3	0.6	—	—	2.3
2	YZAlSi10Mg	YL104	8.0~10.5	—	0.17~0.30	0.2~0.5	其余	1.0	0.3	—	0.3	—	0.01	0.05	1.5
3	YZAlSi12Cu2	YL108	11.0~13.0	1.0~2.0	0.4~1.0	0.3~0.9	其余	1.0	—	—	1.0	—	0.01	0.05	2.0
4	YZAlSi9Cu4	YL112	7.5~9.5	3.0~4.0	—	—	其余	1.2	—	≤0.3	1.2	≤0.5	0.1	0.1	2.0
5	YZAlSi11Cu3	YL113	9.6~12.0	1.5~3.5	—	—	其余	1.2	—	≤0.3	1.0	≤0.5	0.1	≤0.1	
6	YZAlSi17Cu5Mg	YL117	16.0~18.0	4.0~5.0	0.45~0.65	—	其余	1.2	—	—	1.2	≤0.5	—	—	
7	YZAlMg5Si1	YL303	0.8~1.3	—	4.5~5.5	0.1~0.4	其余	1.2	0.1	—	0.2	—	—	—	1.4

表 5.8-43 压铸铝合金的力学性能

序号	合金牌号	合金代号	力学性能 ≥			应用范围
			抗拉强度 σ_b/MPa	断后伸长率 δ/% $L_0 = 50$	布氏硬度 HBS 5/250/30	
1	YZAlSi12	YL102	220	2	60	各种薄壁铸件
2	YZAlSi10Mg	YL104	220	2	70	大中型铸件
3	YZAlSi12Cu2	YL108	240	1	90	各种铸件
4	YZAlSi9Cu4	YL112	240	1	85	中、大型铸件
5	YZAlSi11Cu3	YL113	230	1	80	中、大型铸件
6	YZAlSi17Cu5Mg	YL117	220	<1	85	中、大型铸件
7	YZAlMg5Si1	YL303	220	2	70	压铸各种薄壁件以及在高强度下工作的铸件

3）压铸铝合金的物理性能　见表 5.8-44。铸造性能见表 5.8-45。

（3）压铸镁合金

1）压镁合金特点　压铸镁合金最大特点密度小（1.76~1.83 g/cm^3）；比铝轻30%，比铜和锌轻2/3；比强度高（$\sigma_b/\rho = 14 \sim 16$）；力学性能好，在低温（-190℃）时，仍有好的力学性能。非磁性，收缩小，能吸收冲击能。具有好的刚度和减振性，可承受剧烈颠簸和振动的零件。热容量小，不粘型。铸件尺寸稳定，加工性和涂覆性好。但镁合金结晶温度范围宽，在凝固过程中易产生缩松和热裂倾向，并且具有高温脆性。易氧化、燃烧、生产镁合金时，必须注意安全。

2）压铸镁合金的化学成分　见表 5.8-46 和表 5.8-47，力学性能见表 5.8-48 和表 5.8-49。

表 5.8-44 压铸铝合金的物理性能

物理性能	合金代号					
	YL102	YL104	YL108	YL112	YL303	YL113 YL117
密度/$g\cdot cm^{-3}$	2.66	2.67	2.68	2.72	2.63	—
线胀系数/$10^{-6}K^{-1}$						
20~100℃	20	21.7	—	21	20	—
20~200℃	22.1	22.5	—	—	24	—
20~300℃	23.3	23.5	—	—	27	—
热导率/$W\cdot(m\cdot K)^{-1}$	179	146	—	96	125	—
质量热容/$J\cdot(kg\cdot K)^{-1}$						
100℃	0.84×10^3	0.75×10^3	—	—	0.96×10^3	—
200℃	0.88×10^3	0.88×10^3	—	—	1.00×10^3	—
300℃	0.92×10^3	0.84×10^3	—	—	1.05×10^3	—
400℃	1.00×10^3	0.92×10^3	—	—	1.31×10^3	—
20℃时的电阻率/$\mu\Omega\cdot m$	0.054 8	0.046 8	—	—	0.064 3	—

表 5.8-45 压铸铝合金的铸造性能

序号	合金牌号	合金代号	密度/$g\cdot cm^{-3}$			液相线与固相线的温度/℃	收缩率/%	
			20℃	开始凝固	凝固终了		线收缩率	体收缩率
1	YZAlSi12	YL102	2.25	2.5~2.55	2.45~2.47	585~574	0.9~1.0	3.20
2	YZAlSi10Mg	YL104	2.66	2.55~2.56	2.46~2.47	600~574	1.0~1.1	3.2~3.4
3	YZAlSi12Cu2	YL108	2.68	—	—	571~558	1.12	—
4	YZAlSi9Cu4	YL112	2.72	—	—	593~538	1.13	—
5	YZAlMg5Si1	—	2.63	—	—	630~560	1.0~1.30	6.7

表 5.8-46 压铸镁合金的化学成分（摘自 JB/T 3070—1982）

合金牌号	合金代号	主要成分（质量分数）/%				杂质含量（质量分数）/% ≤				
		Al	Zn	Mn	Mg	Fe	Cu	Si	Ni	总和
YZMgAl9Zn	YM5	7.5~9.0	0.2~0.8	0.15~0.5	其余	0.08	0.10	0.25	0.01	0.50

表 5.8-47 压铸镁合金的化学成分（质量分数）（摘自 ASTMB94—1992） %

合金牌号	Al	Zn	Mn	Mg	Si	Ni	Cu	Fe	其他杂质
AZ91A	8.3~9.7	0.35~1.0	≥0.13	余量	0.50	0.03	0.10		
AZ91B	8.3~9.7	0.35~1.0	≥0.13		0.50	0.03	0.35		
AZ91D	8.3~9.7	0.35~1.0	0.15		0.10	0.002	0.03	0.05	0.02
AM60A	5.5~6.5	0.22	≥0.13		0.50	0.03	0.35		
AM60B	5.5~6.5	0.22	0.25		0.10	0.002	0.01	0.005	0.02
AS41A	3.5~5.0	0.12	0.20~0.50		0.50~1.5	0.03	0.06		
AS41B	3.5~5.0	0.12	0.35~0.40		0.50~1.5	0.002	0.02	0.003 5	0.02

注：单个数值表示允许的最大值。

表 5.8-48 压铸镁合金力学性能及应用范围

合金牌号	合金代号	力学性能 ≥			应用范围
		抗拉强度 σ_b/MPa	断后伸长率 $\delta(L_0=50\,mm)$/%	布氏硬度 5/250/30	
YLMgAl9Zn	YM5	200	1	65	受强烈颠簸及受振动载荷的，要求强度高，重量轻的铸件

3）压铸镁合金的工艺性能见表 5.8-50。

4）压铸镁合金的物理性能见表 5.8-51。

（4）压铸铜合金

1）压铸铜合金特点 熔点高、密度大（8.2~8.5 g/cm^3），价格较高。一般铜的质量分数大于90%的合金难以压铸，压铸铜合金锌的质量分数在30%~40%为宜，这种合金熔点较低（约900℃），结晶温度范围较窄，在凝固温度附近具有可塑性，为最佳的压铸铜合金。铜合金力学性能好，导电、导热性优良，耐磨性和耐蚀性都很好。

表 5.8-49 压铸镁合金的力学性能

合金牌号	力学性能		
	抗拉强度 /MPa	屈服强度 /MPa	伸长率 /%
AZ91A AZ91B AZ91D	230	160	3
AM60A AM60B	220	130	8
AS41A	210	140	6

表 5.8-50 压铸镁合金的工艺性能（摘自 ASTMB94—1992）

合金	抗冷缺陷①	气密性	抗热裂性	切削加工	电镀	表面处理	高温强度
AZ91B	B②	B	B	A	B	B	D
AM60A	C	A	B	A	B	A	C
AS41A	D	A	A	A	B	A	B

① 形成冷隔、冷裂、未充满纤维状区、旋涡等缺陷的抗力。
② 级别评定仅供参考。A—好，B—良，C—中，D—差。

表 5.8-51 压铸镁合金的物理性能

物理性能	合金代号 YM5	物理性能	合金代号 YM5
20℃时的密度 /g·cm^{-3}	1.810	20~100℃	26.8
液相线温度/℃	607	20~200℃	28.1
固相线温度/℃	492	20~300℃	28.7
20~100℃时比热容/J·(kg·K)$^{-1}$	104	在20~300℃时热导率 W·(m·K)$^{-1}$	77.46
在下列温度的线膨胀系数/10^{-6}K^{-1}		线收缩率/%	1.2~1.3

2）压铸铜合金的化学成分和力学性能见表 5.8-52 和表 5.8-53。

3）压铸铜合金的物理性能及化学性能见表 5.8-54。

（5）压铸铅锡合金

1）压铸铅锡合金特点　熔点低（铅锑合金熔点为 230°~240℃，锡锑合金熔点 289°~370℃），密度大，（铅锑合金为 9.29~9.60 g/cm^3，锡锑合金为 7.30~7.38 g/cm^3），强度低，硬度低，韧性好，具有良好的耐磨性，耐蚀性。铸造性能好，可铸出薄壁复杂的压铸件，不粘型，易涂覆。

2）压铸锡合金的化学成分见表 5.8-55。

表 5.8-52 压铸铜合金的化学成分（摘自 GB/T 15116—1994）

序号	合金牌号	合金代号	主要成分（质量分数）/%					杂质含量（质量分数）/%						
			Cu	Si	Pb	Al	Zn	Fe	Al	Sb	Sn	Pb	Mn	总和
1	YZCuZn40Pb	YT40-1	58.0~63.0	—	0.5~1.5	0.2~0.5	其余	0.8	—	0.05	—	—	0.5	1.05
2	YZCuZn16Si4	YT16-4	79~81	2.5~4.5	—	—	余	0.6	0.1	—	0.3	0.5	0.5	2.0
3	YZCuZn30Al3	YT30-3	66.0~68.0	—	—	2.0~3.0	余	0.8	—	—	1.0	1.0	0.5	3.0
4	YZCuZn35Al2Mn2Fe	YT35-2-2-1	57~65	0.1		0.5~2.5	余	0.5~2.0	—	—	1.0	0.5	0.1~3.0	2.0

表 5.8-53 压铸铜合金的力学性能及应用范围

序号	合金牌号	合金代号	力学性能			应用范围
			抗拉强度 σ_b/MPa	断后伸长率 (L_0 = 50 mm) δ/%	布氏硬度 HBS 5/120/30	
1	YZCuZn40Pb	YT40-1	300	6	85	齿轮、承受海水作用的管配件、阀体、船舶零件以及形状复杂的各种铸件
2	YZCuZn16Si4	YT16-4	345	25	85	
3	YZCuZn30Al3	YT30-3	400	15	110	
4	YZCuZn35Al2Mn2Fe	YT35-2-2-1	475	3	130	

表 5.8-54 压铸铜合金的物理性能及化学性能

性能		合金牌号			
		YZCuZn40Pb	YZCuZn16Si4	YZCuZn30Al3	YZCuZn35Al2Mn2Fe
物理性能	密度/g·cm^{-3}	8.5	8.3	8.5	—
	熔点/℃	885	900	995	—
	线胀系数/10^{-6} K^{-1}	20.1	17	—	—
	热导率/W·(m·K)$^{-1}$	108.85	41	1.12	—
	线收缩率/%	2.23	1.7	1.25	—
化学性能	耐腐蚀性、重量损失/g·m^{-2}·h^{-1}				
	在海水作用下	0.059	—	—	—
	在蒸气作用下	0.020	—	—	—

3）压铸铅合金的化学成分见表 5.8-56。

（6）压铸合金力学性能测定试样

1）试样制取方法

① 单铸试样。

② 自压铸本体切取。

2）压铸试样标准　见表 5.8-57，压铸试样工艺图见图 5.8-12。

表 5.8-55 压铸锡合金化学成分

牌号	主要成分（质量分数）/%				杂质含量（质量分数）/%			
	Sn	Sb	Cu	Pb	Fe	As	Zn	Al
GD－Sn80Sb	79～81	16～18	2.5～3.5	≤1.5	0.08	0.08	0.01	0.01
GD－Sn60SbPb	59～61	12～14	2～3	其余	0.08	0.08	0.01	0.01
GD－Sn50SbPb	49～51	12～14	2～3	其余	0.08	0.08	0.01	0.01

注：本表选自 DIN1742。

表 5.8-56 压铸铅合金的化学成分

牌号	化学成分（质量分数）/%							
	Pb	Sb	Sn	As≤	Cd≤	Fe≤	其他	
							单个≤	总和≤
GD－Pb95Sb	94.0～96.0	4.0～6.0	—	0.05	0.05	0.05	0.03	0.1
GD－Pb87Sb	86.0～88.0	12.0～14.0	—	0.05	0.05	0.05	0.03	0.1
GD－Pb85SbSn	84.0～86.0	9.0～11.0	4.0～6.0	0.05	0.05	0.05	0.03	0.1
GD－Pb80SbSn	79.0～81.0	14.5～15.5	4.5～5.5	0.05	0.05	0.05	0.03	0.1

注：本表选自 DIN1741。

表 5.8-57 压铸试样标准

名称	试样标准	图例	说明
拉力试样			
单独压铸拉力试样	A型	R76; $D^{+0.13}_{0}$; D=6.4±0.13; $D^{+0.13}_{0}$; D=10; 50; 57; 170	用于抗拉强度与伸长率
	B型	R75; 12; 55; 62; 170; 8±0.1; 3±0.1	用于抗拉强度比较试验和硬度测定
冲击韧度试样			
压铸试样		6.35±0.13; 6.25±0.13; 6.45±0.13; 152	

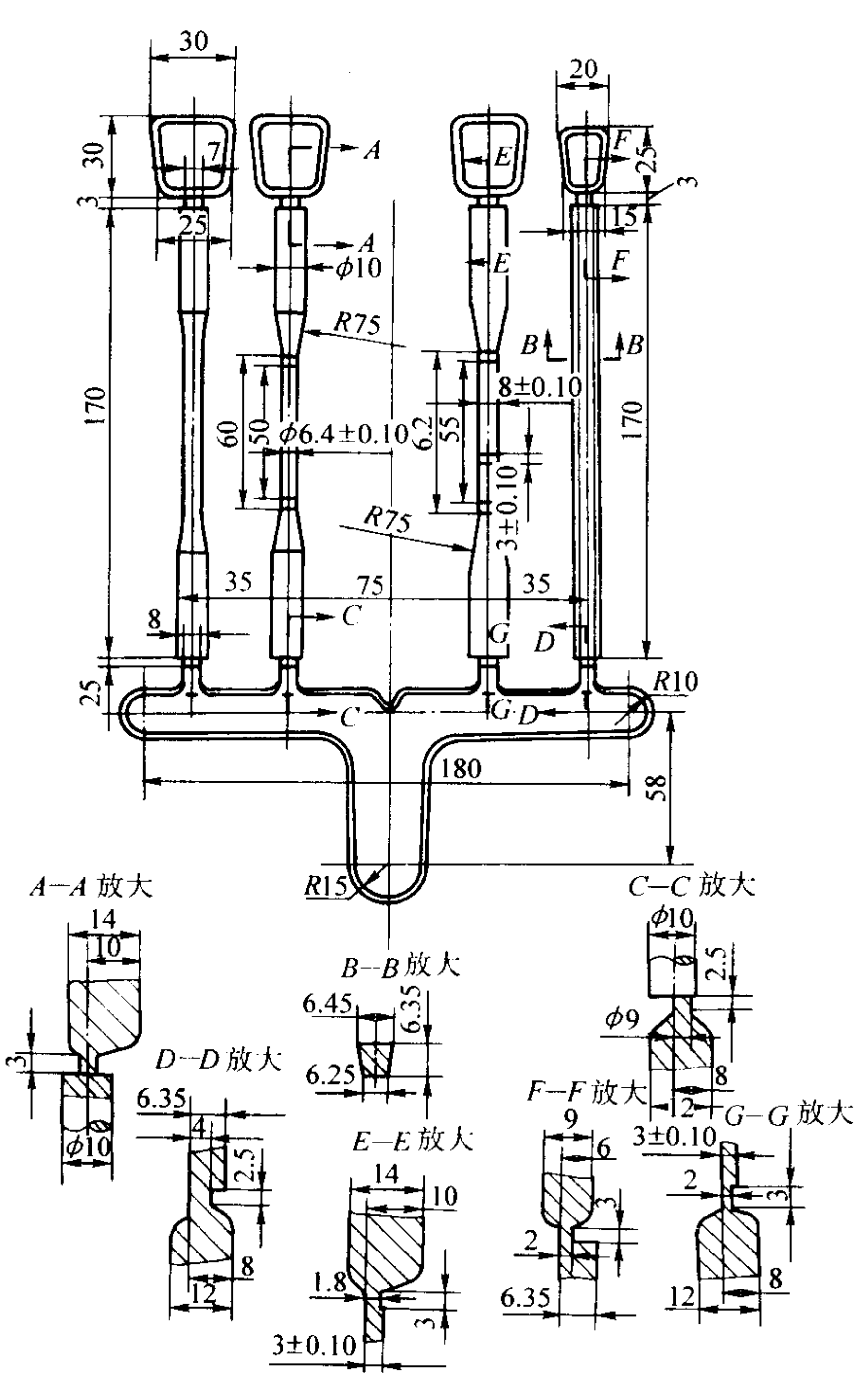


图 5.8-12 压铸试样工艺图

4 压铸机

4.1 压铸机的分类

压铸机是压铸生产的基本设备，它是提供能源和选择最佳工艺参数的基本条件，实现高速高压的基础，为此，必须了解和掌握压铸机的特点和性能，正确选择和操作，方能获得优质的压铸件。

压铸机分为热室压铸机和冷室压铸机两大类。冷室压铸机又分为立式冷室压铸机、卧式冷室压铸机和全立式压铸机三种。根据不同需要也制造出一些专用压铸机。

4.2 各类压铸机

（1）热室压铸机

1）热室压铸机基本结构与特点　热室压铸机压射室和坩埚连成一体，压射室浸在合金液中，压射机构安置在保温坩埚上方。基本结构见图 5.8-13。

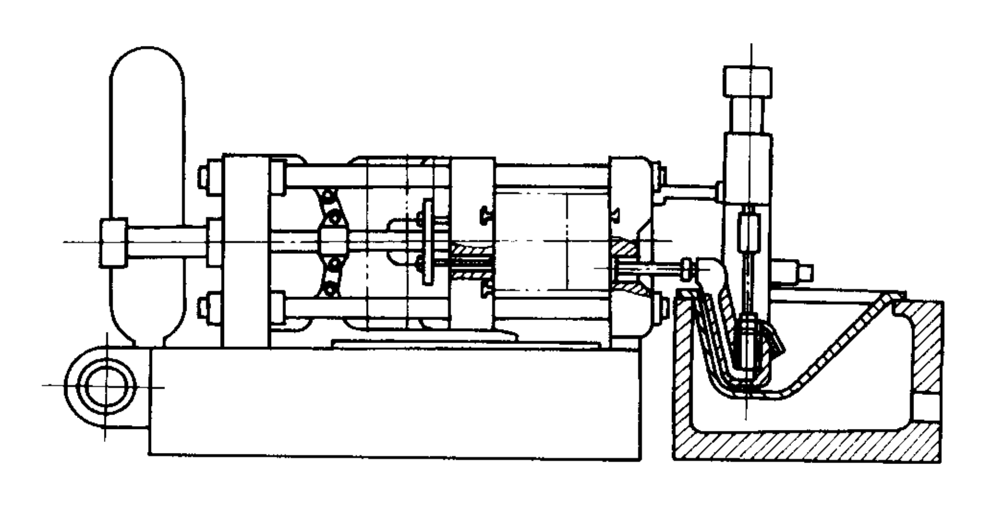


图 5.8-13 热室压铸机基本结构

2）热室压铸机基本参数　行业标准热室压铸机基本参数见表 5.8-58。

表 5.8-58 热室压铸机基本参数（摘自 JB/T 8083—1995）

名称		基本参数					
合型力/kN ≥		630	1 000	1 600	2 500	4 000	6 300
拉杆之间的内尺寸（水平/mm）×（垂直/mm） ≥		280×280	350×350	420×420	520×520	620×620	750×750
动型座板行程/mm ≥		250	300	350	400	450	600
压铸型厚度/mm	最小	150	150	200	250	300	350
	最大	350	450	550	650	750	850
压射位置（O 为中心）/mm		0 —	0 50	0 60	0 80	0 100	0 150
压射力/kN ≥		50	70	90	120	150	200
压室直径/mm		60	70	80	90	100	110
最大金属浇注量/kg		1.2	2.5	3.5	5.0	7.5	12.5
液压顶出器顶出力/kN ≥		—	80	100	140	180	250
液压顶出器行程/mm ≥		—	65	80	100	120	250
一次循环时间/s ≥		4	5	6	7	8	10

注：根据用户需要，允许生产合型力为 31 500 N、40 000 kN 的卧式冷室压铸机；合型力为 10 000 kN 的立式冷室压铸机和合模力为 250 N、160 N、100 N、63 kN 的热室压铸机。

（2）立式冷室压铸机

1）立式冷室压铸机基本结构与特点　立式压铸机压射缸和压射室垂直安置，在压射系统设有切断和顶出余料的下液压缸。结构复杂，维修较困难。合金液进入型腔流程长，转折多，能量消耗大。压室内的空气不易进入型腔，设置中心浇道方便。其基本结构见图 5.8-14。

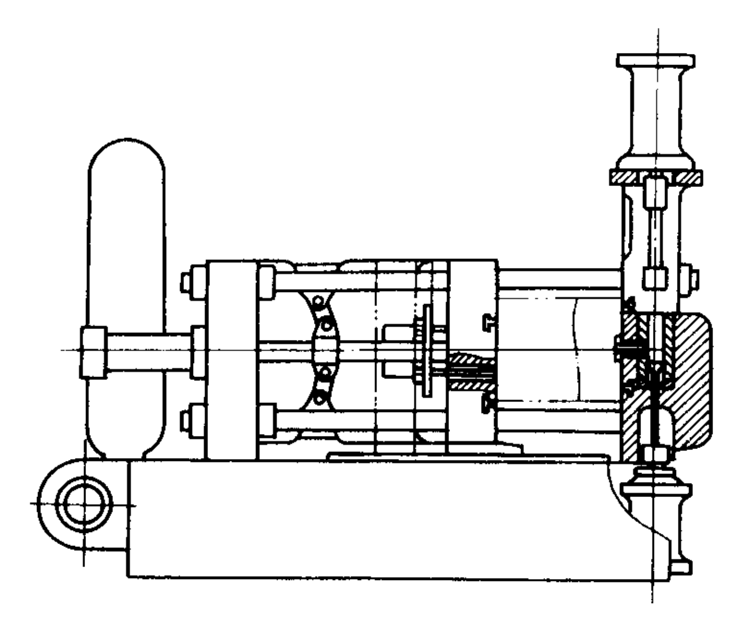


图 5.8-14　立式冷室压铸机基本结构

2）立式压铸机基本参数　行业标准立式压铸机基本参数见表 5.8-59。

（3）卧式冷室压铸机

1）卧式冷室压铸机基本结构与特点　卧式压铸机压射缸与压室水平放置、充填过程合金液流程短，合金消耗少，能量损失小，有利传递最终压力，操作简单，维修方便，生产率高。但合金液流入压室与空气接触面积大，压铸时易卷入气体和形成氧化夹杂物，不便于设中心浇道。其结构见图 5.8-15。

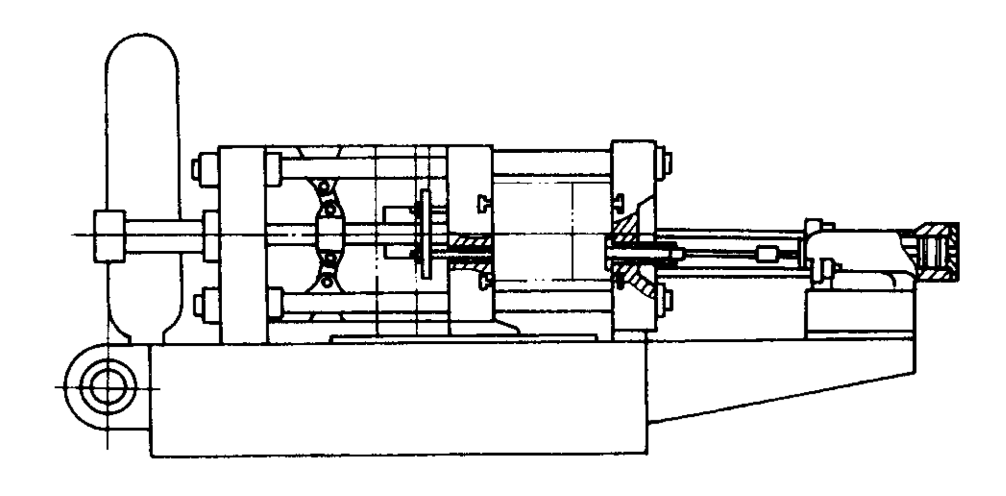


图 5.8-15　卧式冷室压铸机基本结构

2）卧式冷室压铸机的基本参数　行业标准卧式冷室压铸机的基本参数见表 5.8-60。

（4）全立式压铸机

全立式压铸机分为冲头垂上压式和冲头垂直下压式两种，此种压铸机用量甚少，没有国家标准。

表 5.8-59　立式压铸机基本参数（摘自 JB/T 8083—1995）

名　称		基　本　参　数					
合型力/kN　≥		630	1 000	1 600	2 500	4 000	6 300
拉杆之间的内尺寸（水平/mm）×（垂直/mm）≥		280×280	350×350	420×420	520×520	620×620	750×750
动型座板行程/mm　≥		250	300	350	400	450	600
压铸型厚度/mm	最小	150	150	200	250	300	350
	最大	350	450	550	650	750	850
压射位置（*O* 为中心）/mm		0 —	0 —	0 —	0 80	0 100	0 150
压射力/kN　≥		160	200	300	400	700	900
压室直径/mm		50～60	60～70	70～90	90～110	110～130	130～150
最大金属浇注量/kg		0.6	1.0	2.0	3.6	7.5	11.5
液压顶出器顶出力/kN　≥		—	80	100	140	180	250
液压顶出器行程/mm　≥		—	60	80	100	120	150
一次循环时间/s　≥		6	7.5	9	10	13	16

表 5.8-60　卧式冷室压铸机基本参数（摘自 JB/T 8083—1995）

名　称		基　本　参　数											
合型力/kN　≥		630	1 000	1 600	2 500	4 000	6 300	8 000	10 000	12 500	16 000	20 000	25 000
拉杆之间的内尺寸（水平/mm）×（垂直/mm）≥		280× 280	350× 350	420× 420	520× 520	620× 620	750× 750	850× 850	950× 950	1 060× 1 060	1 180× 1 180	1 320× 1 320	1 500× 1 500
动型座板行程/mm　≥		250	300	350	400	450	600	670	750	850	950	1 060	1 180
压铸型厚度/mm	最小	150	150	200	250	300	350	420	480	530	600	670	750
	最大	350	450	550	650	750	850	950	1 060	1 180	1 320	1 500	1 700
压射位置（*O* 为中心）/mm		0 60 —	0 120 —	0 70 140	0 80 160	0 100 200	0 125 250	0 140 280	0 160 320	0 160 320	0 175 350	0 175 350	0 180 360
压射力/kN　≥		90	140	200	280	400	600	750	900	1 050	1 250	1 500	1 800
压室直径/mm		30～ 45	45～ 50	40～ 60	50～ 75	60～ 80	70～ 100	80～ 120	90～ 130	100～ 140	110～ 150	130～ 175	150～ 200

续表 5.8-60

名称		基本参数											
最大金属浇注量（铝）/kg		0.7	1.0	1.8	3.2	4.5	9	15	22	26	32	45	60
压射室法兰直径/mm	公称值	85	90	110	120	130	165	180	240	240	260	260	300
	极限偏差	f7											
压射室法兰凸出定型座板高度/mm	公称值	10	10	10	15	15	15	20	20	25	25	30	30
	极限偏差	-0.05											
压射冲头推出距离/mm ≥		80	100	120	140	180	220	250	280	320	360	400	450
液压顶出器顶出力/kN ≥		—	80	100	140	180	250	360	450	500	550	630	750
液压顶出器行程/mm ≥		—	60	80	100	120	150	180	200	200	250	250	315
一次空循环时间/s ≤		5	6	7	8	10	12	14	16	19	22	26	30

5 压铸型设计

压铸型是压铸合金材料成形最关键的工艺装备，压铸型的设计和制造技术水平决定压铸件的质量和生产率。

5.1 压铸型设计的依据与要求

（1）压铸型设计的依据

1）压铸件产品图样和技术要求。

2）压铸合金材料的种类和性能。

3）生产品种多少和批量大小。

4）压铸机的基本技术参数和压型安装尺寸。

（2）设计压铸型基本要求

1）压铸型生产的铸件应达到图样规定的各项技术指标。

2）符合压铸生产工艺要求，并经济合理。

3）在保证质量和安全的条件下，要结构简单，动作准确可靠，维修方便。

4）压铸型的结构件应有足够的强度和刚度，尽可能标准化、通用化和系列化。

5.2 压铸型的分类与结构组成

（1）压铸型分类

压铸型除按压铸机种类设计外，就压铸型本身结构可分为整体式、镶拼式、共用型套式和组合式四种。但总结构大同小异，基本结构见图 5.8-16。

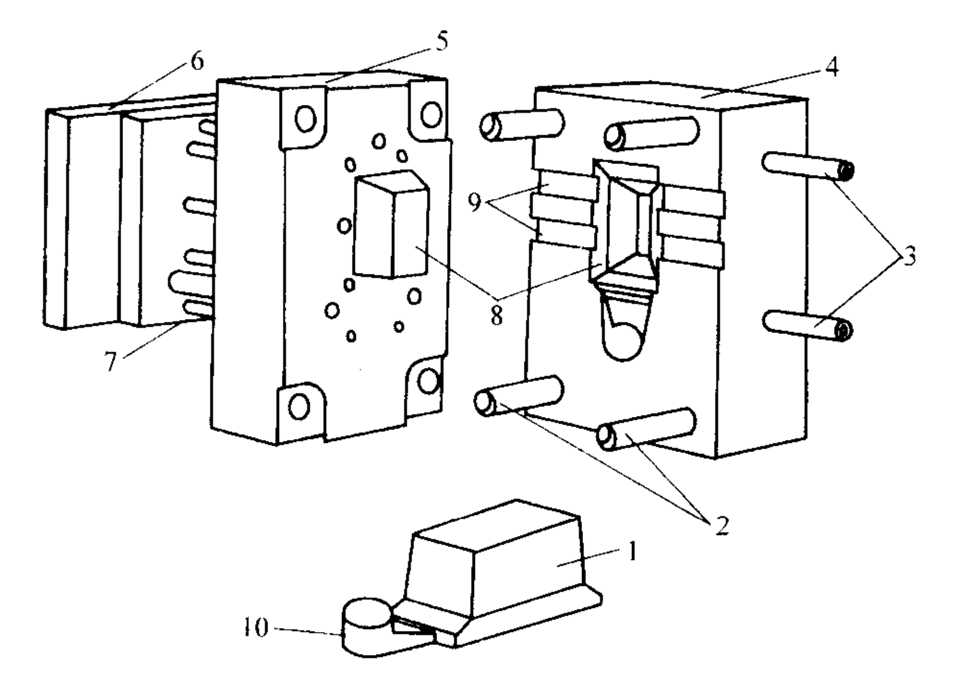


图 5.8-16 压铸型基本结构示意图

1—铸件；2—导柱；3—冷却水管；4—定型；5—动型；6—推杆板；7—推杆；8—型腔；9—排气槽；10—浇注系统

（2）压铸型组成与作用

1）成形部分　形成铸件外表面的称为型腔，形成内表面的称为型芯，二者决定铸件的形状尺寸和精度。

2）型架部分　成形的各部分按规律和位置对号组合与固定，并安装在压铸机上。

3）浇注系统　是沟通压铸型与压铸机压射室的通道。

4）排溢系统　排气道和溢流槽，排除型腔、浇注系统和压室内的气体、排除涂料的残存物以及先进入型腔的冷合金液。

5）抽芯机构　在压铸件取出之前，将阻碍铸件取出的型芯和活块抽出，再取铸件。抽出型芯和活块的机构称抽芯机构。

6）推出机构　将铸件从压铸型中推出的机构称为推出机构。一般借助开型过程，完成推出动作。

7）导向部分　由导柱、导套组成，保证开、合型按着预定的方向运动。

8）其他部分　冷却系统、加热系统、安全防护等装置。

5.3 压铸机的选择

（1）确定压铸机的种类

根据压铸件的结构特征、合金材料和技术要求选择压铸机的种类，即热室压铸机、冷压室压铸机（立式冷室压铸机、卧式冷室压铸机、全立式压铸机）或专用压铸机。

（2）胀型力与锁型力

1）胀型力的计算　压铸时，在合金液充满型腔的瞬间，将产生动力冲击，此刻为最大压力，这一压力作用到压型的各个方向，力图将压铸型沿着分型面胀开，此力称为胀型力。其计算式为

$$F_z = p_b A \tag{5.8-1}$$

式中，F_z 为胀型力，kN；p_b 为压射比压，MPa；A 为铸件在分型面上的投影面积，含浇注系统和排溢系统，cm^2。

而

$$F_z = F_{z1} + F_{z2} \tag{5.8-2}$$

式中，F_{z1} 为在分型面上合金液的投影面积有关的胀型力；F_{z2} 为由侧向胀型力引起的沿锁型力方向的分力，kN。

2）锁型力　锁型力是表示压铸机大小的基本参数。其作用是确保压射时压铸型的分型面不被胀开。压铸机的选用，实际上根据胀型力的大小来确定。即胀型力必须小于锁型力，并要给予安全系数。胀型力与锁型力的关系式为：

$$F_s \geqslant F_z / K \tag{5.8-3}$$

式中，F_s 为锁型力，kN；F_z 为胀型力，kN；K 为安全系数，小压铸件取 0.85；中压铸件取 0.90；大压铸件取 0.95。

（3）核算压铸型厚度

压铸机已规定了最大和最小开、合型距离，因此，选用压铸机应对压铸型厚度进行核算。在开型时，为使铸件能顺利取出，压铸机最大开型距离应减去压型总厚度和留出一定的取件距离，所以，必须满足下式条件，参见图 5.8-17 和图 5.8-18。

$$L_{max} \geqslant L_k + H_1 + H_2 \text{ 或 } L_k \geqslant L + h + a \tag{5.8-4}$$

式中，L_{max} 为压铸机最大开型距离，mm；L_k 为开型行程，mm；H_1 为定型厚度，mm；H_2 为动型厚度，mm；L 为铸件连浇注系统总高度，mm；h 为型芯凸出分型面部分的高度，

mm；a 为空档距离，一般取 5 ~ 10 mm。

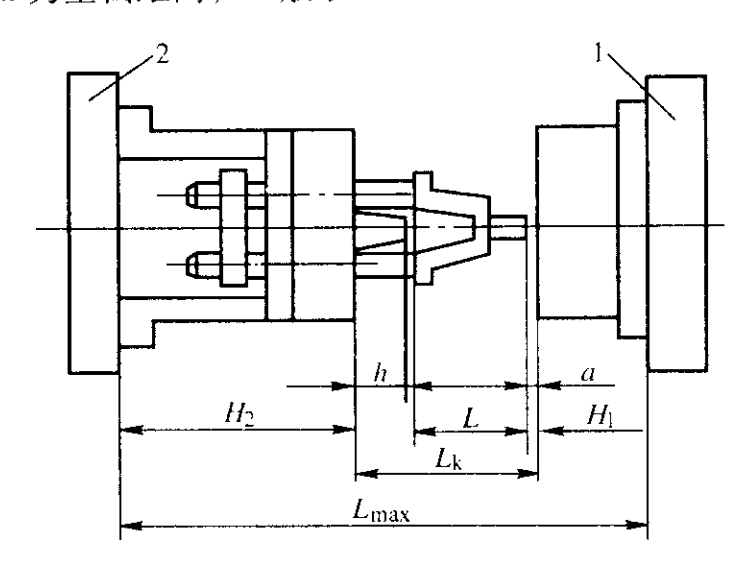


图 5.8-17　开型距离与有关尺寸的关系

1—定型板；2—动型板

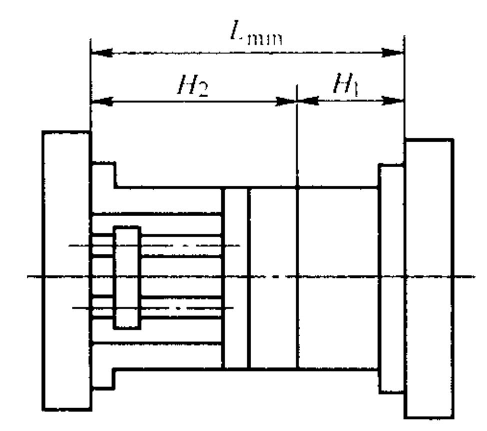


图 5.8-18　最小合型距离与压铸型厚度的关系

合型时，为使动、定型紧密闭合，压铸型总厚度应稍大于最小合型距离，必须满足下式条件：

$$L_{min} \leqslant H_1 + H_2 \tag{5.8-5}$$

式中，L_{min} 为压铸机最小合型距离，mm；H_1 为定型厚度，mm；H_2 为动型厚度，mm。

(4) 压室容量的核算

每种压铸机都给出几种压室的直径即容量，这里只核算压铸件所给定的压室容量能否容纳压铸件所需的合金液的质量。其计算式为

$$G_y \geqslant \sum G_2/K, \sum G_2 = \frac{(V_1 + V_2 + V_3)\rho}{1\ 000} \tag{5.8-6}$$

式中，G_y 为压铸机压室容纳合金液的质量，kg；$\sum G_2$ 为压铸件需要合金液总质量，kg；V_1 为压铸件体积，cm^3；V_2 为浇注系统、排溢系统体积，cm^3；V_3 为余料体积，cm^3；ρ 为合金液密度，g/cm^3，锌合金 6.5 ~ 6.7 g/cm^3，铝合金 2.6 ~ 2.7 g/cm^3，镁合金 1.7 ~ 1.8 g/cm^2，铜合金 6.3 ~ 8.5 g/cm^3；K 为不满系数，一般取 0.75。

5.4　分型面的确定

1) 分型面的种类　压铸型的动型和定型的结合面称为分型面。由分型在压铸件上所留痕迹称为分型线。一般压铸型只有一个分型面，但有时因铸件的结构的特殊性，常常增设一两个辅助分型面。分型面的基本类型见表 5.8-61。

表 5.8-61　分型面的种类

种类		简　图	说　明
单一分型面	直线平直		压型制造方便，充填效果好

续表 5.8-61

种类		简　图	说　明
单一分型面	阶梯		浇注系统开在一个阶梯面上，排气系统开设在另一个阶梯面上，故充填为良好
	曲线		型腔是按铸件外形圆弧面构成，有利浇注系统和排气系统的开设，充填较好
	倾斜		按铸件特点开成斜面，有利浇注系统的布置和排气
	锥面		按铸件外形构成锥面，制造方便，工艺合理，有利浇注和排气
多分型面	双分型面		分型面由一个主分型面 I - I 和另一个辅助分型面 II - II 组成，浇注和排气都很顺利
	组合分型面		一个主分型面 I - I和一个或几个辅助分型面 I′ - I′ 构成，能开设良好浇注系统，保证铸件质量

2）分型面确定原则见表5.8-62。

5.5　浇注系统的设计

5.5.1　充填过程的理论基础

合金液可视为一种不可压缩的流体，遵循液体流动的一般规律。压铸过程中，高速高压充填压铸型的过程十分复杂，它涉及到流体力学和热力学的相关理论。涉及到①合金液本身的密度、黏度、表面张力和结晶温度范围宽与窄等合金的性质。②压铸件的结构、形状、内浇道导入位置、方向以及压铸件壁厚与内浇道截面之比等特点。③压铸机压力、压射比压、充填压铸型腔各部分的流态等因素。所以设计浇注系统要充分考虑各因素之间关系，并分析充型过程的流态。许多压铸工作者对此进行过一系列的研究，如1932年弗洛梅尔（L. Frommer）根据锌合金液在以0.5～5 m/s的速度充填矩形型腔的试验，提出了“喷射”充填理论（见图5.8-19）。1937年勃兰特（W. G. Brandt），利用铝合金液以内浇道速度为0.3 m/s，慢速充填一个矩形截面的压铸型试验，提出了“全壁厚”充填理论（见图5.8-20）。1948年巴顿（H. K. Barton）在研究弗洛梅尔和勃兰特等人的充填理论之后提出了“三阶段”充填理论（见图5.8-21）。早期三种经典充填理论都是在特定条件下提出来的，但并不孤立，而是随压铸件的结构、形状、尺寸和工艺参数的改变而变化的。在同一压铸件上由于各部分形状和尺寸的不同，充填形态也会出现差异。因此，利用相应的理论，认真分析压铸件的结构形状特征和可能产生的流态，充分考虑选用压铸机的性能，将是准确设计浇注系统的必要条件。

表5.8-62　分型面选择原则

原　则	图　例		说　明
	不合理	合　理	
开型时，铸件应留在动型内			左、右两侧包紧力接近，右图可确保铸件留在动型内
分型面应确保铸件尺寸精度	II、$20^{0}_{-0.05}$	I、$20^{0}_{-0.05}$	尺寸 $20^{+0}_{-0.05}$ mm 精度要求高，I－I分型面，易保证精度，II－II分型面，受分型影响，难以保证要求精度
分型面应使压型具有良好的排溢条件	II	I	I－I和II－II分型面都具有良好的排溢条件，但II－II分型面压型结构简单，可免定型抽芯
分型面应考虑铸件的外观要求	II	I	铸件外表面不允许留斜度，应考虑II－II分型，但铸件外表又不允许留有痕迹，所以应选择I－I作分型面
尽量选用平直分型面			左图分型复杂，应选右图分型简单

续表 5.8-62

原 则	图例 不合理	图例 合理	说 明
分型应有利于嵌件放置			左图需进型腔放嵌件，右图不用，所以应选右图分型
分型应有利压型加工简化			右图比左图容易加工
分型面不应与铸件加工基准面重合			A为铸件加工基准面，应选Ⅰ－Ⅰ为分型面

图 5.8-19 "喷射"充填理论形态

图 5.8-20 合金液"全壁厚"充填形态

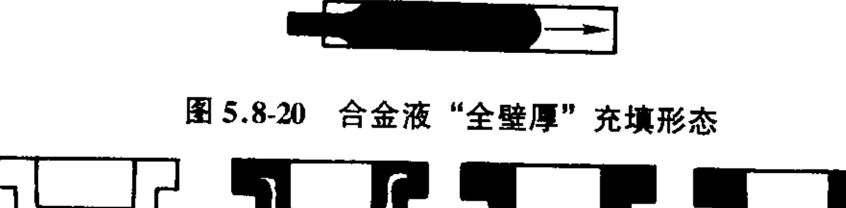


图 5.8-21 合金液"三阶段"充填形态

5.5.2 浇注系统的结构

浇注系统由直浇道、横浇道、内浇道和余料组成。但不同类型压铸机采用的浇注系统有所不同，见表 5.8-63。

表 5.8-63 不同类型压铸机浇注系统结构

压铸机类型	热室压铸机	立式压铸机	卧式压铸机	全立式压铸机
浇注系统图例				

注：1—直浇道；2—横浇道；3—内浇道；4—余料。

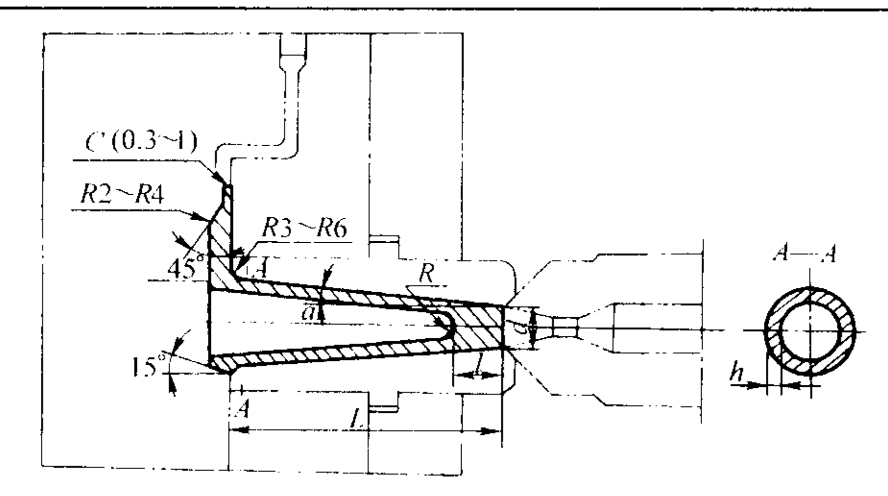
5.5.3　浇注系统各部分设计

（1）直浇道的设计

1）热室压铸机直浇道　热室压铸机直浇道是由压室、喷嘴和浇口套构成，其结构见表 5.8-64 和表 5.8-65。

2）立式冷室压铸机直浇道　立式压铸机的直浇道是由喷嘴和浇口套组成，其结构见表 5.8-66 和表 5.8-67。

表 5.8-64　热室压铸机直浇道结构与尺寸　mm



名　称	尺　寸	
直浇道长度 L	40　45　50　55	60　65　70　75　80
直浇道小端直径 d	12	14
出型斜度 α/（°）	6	4
环形通道壁厚 h	2.5 ~ 3.0	3.0 ~ 3.5
浇道端面至分流锥端面距离 l	10	12　17　22　27　32
分流锥端部圆角半径 R	4	5
压铸机喷嘴口直径	8	10

3）卧式压铸机直浇道　卧式压铸机直浇道是由压室和浇口套组成，其结构和尺寸见表 5.8-68 和表 5.8-69。

（2）横浇道

横浇道指直浇道末端到内浇口前端的连接通道。横浇道的设计要点如下。

1）横浇道的截面积在长度上应保持平直、不应突然扩大或缩小，否则会形成低压区、造成涡流。横浇道与内浇道连接结构见表 5.8-70。

2）横浇道在分型面上的形状应考虑合金液的流态与型腔的排气，一般设计成平直并略有反向倾角，不应设计成曲线如图 5.8-22a、b，否则会包气或流态不稳。其截面形状见表 5.8-71。

3）横浇道尽可能短，减少热损耗。

（3）内浇道设计

内浇道是合金液充填型腔的最后关口，它对最终压力的传递、充填速度、合金液的流态都有重要的控制与调节作用。

1）位置的确定

① 按能量和压力要求　内浇道尽量设置在铸件的厚壁处，并使合金液流程尽可能短。

② 根据铸件结构要求　要使先进入型腔的合金液充填远离浇道的部位；合金液进入型腔不正面冲击型芯。

③ 按质量要求　避免在铸件精度要求高且不加工部位设内浇道；避免在内浇道处产生热节，并且要方便切除；如采用多个内浇道，应防止合金液进入型腔几股液流汇合处相互冲击，产生涡流和夹杂。

2）内浇道截面积计算

① 计算流量　通过内浇道合金液的体积 V，可用下式计算

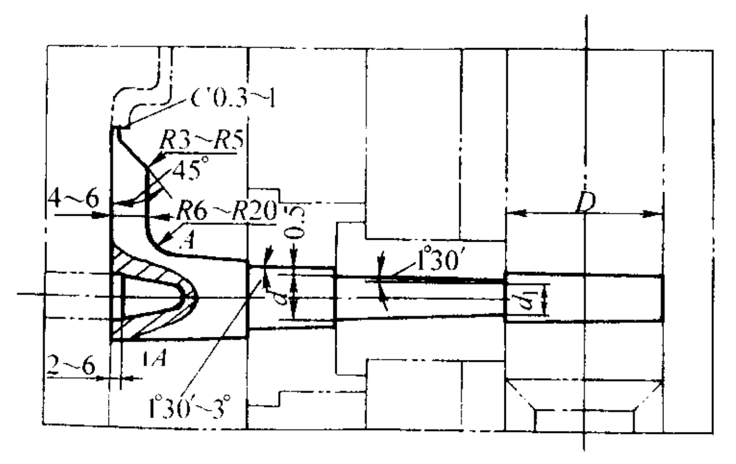
$$V = Q/\rho \qquad (5.8\text{-}7)$$

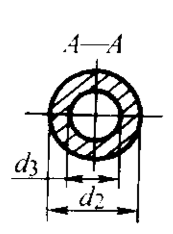
式中，Q 为铸件和浇注系统、排溢系统合金液质量，g；ρ 为合金液密度，g/cm^3。合金液密度 ρ：锌合金取 6.4 ~ 6.5 g/cm^3；铝合金取 2.4 ~ 2.5 g/cm^3；镁合金取 1.65 ~ 1.78 g/cm^3；铜合金取 7.5 ~ 8.0 g/cm^3；锡合金取 6.6 ~ 7.3 g/cm^3；铅合金取 8.0 ~ 10.0 g/cm^3。

表 5.8-65　直浇道部分浇口套的结构形式

类型	结构简图	说　明	类型	结构简图	说　明
整体式浇口套		整体式无结合面，合金液流动顺畅，压板固定，稳定可靠	套接式浇口套		浇口套分为两段，调换方便，但增加了接合面，易产生飞边，影响直浇道顺利脱出
		整体式采用压板固定，无定型压板，拆卸方便			浇口套分为两段构成，并设环形冷却槽，冷却面积较大，冷却效率高，但结构复杂
		整体式直接插入，靠喷嘴压紧，结构简单，装卸方便，但浇口套易松动			浇口套分为两段构成，采用压板固定，便于调换

表 5.8-66　立式压铸机直浇道结构与尺寸





D—余料直径
d—喷嘴出口处直浇道直径（浇口套导入口直浇道直径）；
d_1—喷嘴导入口处直浇道小端直径；
d_2—直浇道底部环形截面外径；
d_3—直浇道底部分流锥直径

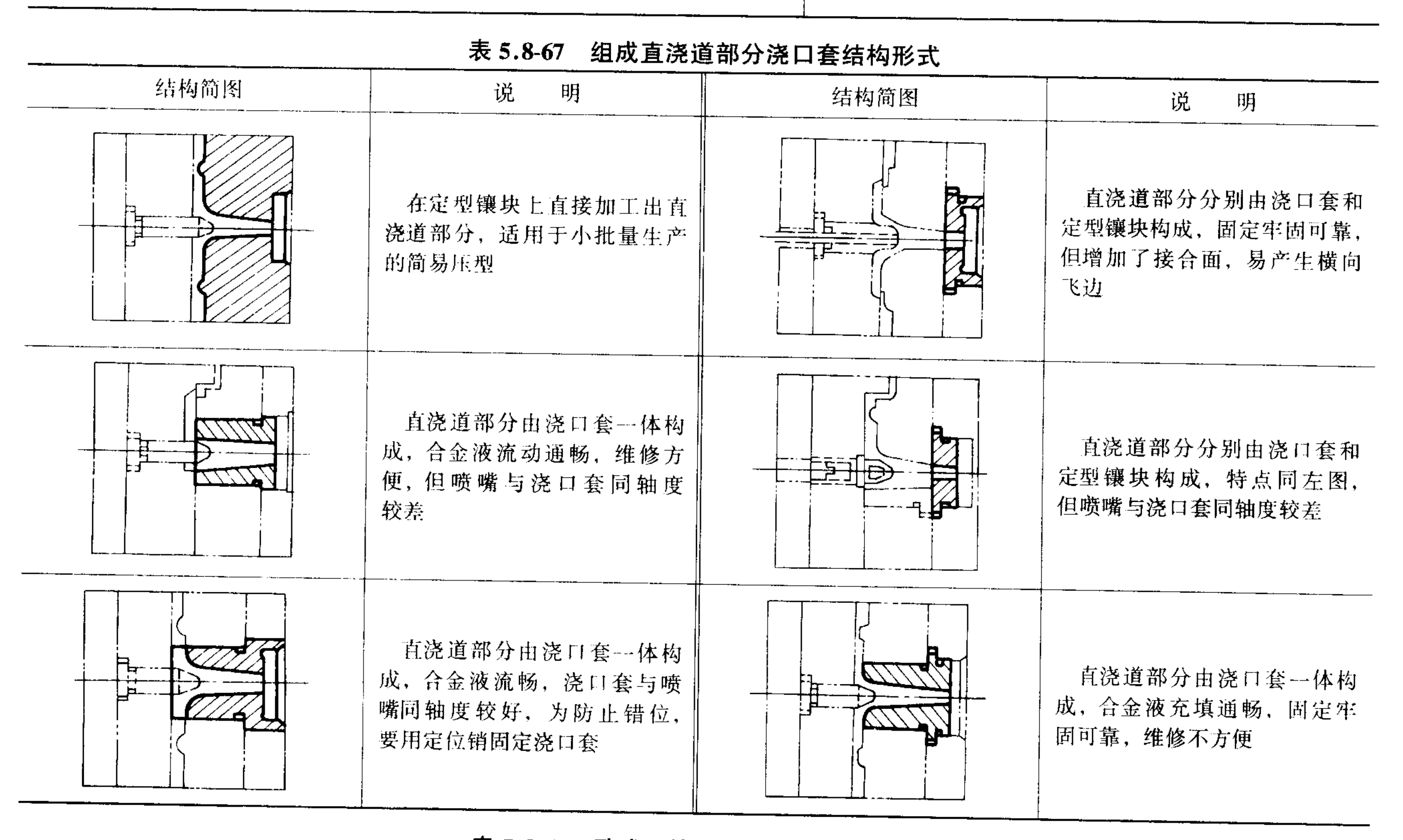
技术要求

分流锥处环形截面积一般为喷嘴导入口的 1.2 倍

$$d_3 \geqslant \sqrt{d_2^2 - (1.1 \sim 1.3)\ d_1^2}\ \text{(mm)}$$

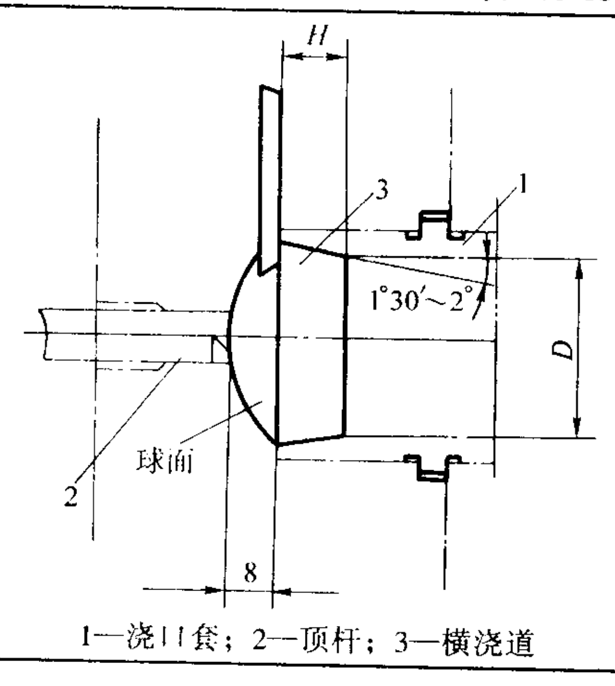
$$d_1 = \frac{d_2 - d}{2} \geqslant 3\ \text{(mm)}$$

表 5.8-67　组成直浇道部分浇口套结构形式



结构简图	说　明	结构简图	说　明
	在定型镶块上直接加工出直浇道部分，适用于小批量生产的简易压型		直浇道部分分别由浇口套和定型镶块构成，固定牢固可靠，但增加了接合面，易产生横向飞边
	直浇道部分由浇口套一体构成，合金液流动通畅，维修方便，但喷嘴与浇口套同轴度较差		直浇道部分分别由浇口套和定型镶块构成，特点同左图，但喷嘴与浇口套同轴度较差
	直浇道部分由浇口套一体构成，合金液流畅，浇口套与喷嘴同轴度较好，为防止错位，要用定位销固定浇口套		直浇道部分由浇口套一体构成，合金液充填通畅，固定牢固可靠，维修不方便

表 5.8-68　卧式压铸机直浇道结构和尺寸



1—浇口套；2—顶杆；3—横浇道

技术要求

直浇道厚度 $H = (1/2 \sim 1/3)D$，D 根据所需比压选择

表 5.8-69　直浇道部分浇口套的结构形式

结构简图	说　明	结构简图	说　明
	装卸方便，压室与浇口套同轴度偏差较大		装卸方便，压室与浇口套同轴度偏差较小，但浇道消耗合金液较多
	装卸较为不便，压室与浇口套同轴度偏差较大		浇口套通冷却水，压型热平衡好，有利于提高生产率
	采用整体压室时，点浇道的浇口套		卧式冷室压铸机，采用中心浇道时的浇口套

表 5.8-70　铸件、横浇道与内浇道连接结构

简　图	说　明	简　图	说　明
	压铸件横浇道和内浇道，均设在同一型面上		铸件和横浇道分别设在定型和动型两个型面上，内浇道在接合处
	铸件横浇道和内浇道，分别设在定型和动型上		合金液从铸件底部端面流入，适用深腔铸件
	铸件横浇道和内浇道分别设在定型和动型上，适用薄壁件		横浇道与内浇口将合金液从切线方向导入型腔，适用管类件

注：1. 表图中符号意义如下：

L_1—内浇道长度，mm；L_2—内浇道延伸段长度，mm；h_1—内浇道厚度，mm；h_2—横浇道厚度，mm；h_3—横浇道过渡段厚度，mm；r_1—横浇道倾斜段圆角半径，mm；r_2—横浇道出口段与内浇道相连接处的圆角半径，mm。

2. 各数据之间的相互关系式如下：

$L_3=3L_1$，$h_2=2h$，$h_3=2L_1$，$r_1=h_1$，$r_2=\frac{1}{2}h_2$，$L_1+L_2=8\sim10$ mm（L_1 一般取 2～3 mm）。

表 5.8-71 横浇道的截面形状

类型	截面形状	说明
梯形	5°~10°，h，R2~R4	合金液热损失少，加工方便，应用广泛
长梯形	5°~15°，b，R2~R4	适用于浇道部位狭窄流程长，或一型多腔的分支浇道
双梯形	h，10°~15°，R2~R4	合金液热损失少，适用特别长的浇道
窄梯形	3°~5°	适用于缝隙浇道，或浇道处特别狭窄
环形	10°~15°，30°~45°	适用于管类铸件的环形浇道连接内浇道
圆形	d	热损失小，加工不方便，用的较少

② 计算截面积　利用下式：

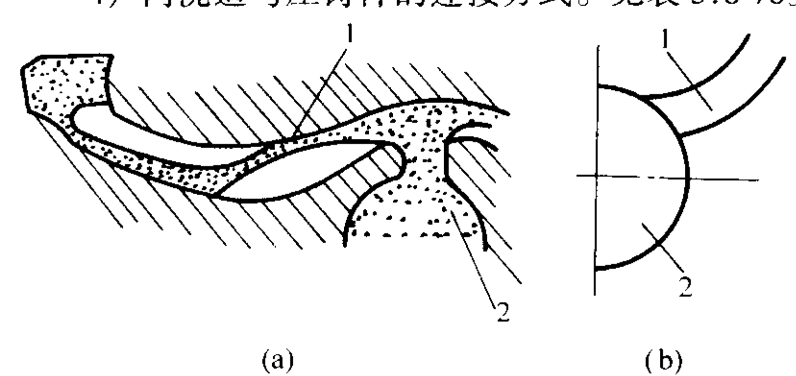
$$A_n = V/tv_n \text{ 或 } A_n = Q/\rho vt \quad (5.8\text{-}8)$$

式中，A_n 为内浇道截面积，cm²；t 为充填时间，s；v_n 为内浇道线速度，cm/s。

其中充填时间 t 查表 5.8-72，充填速度 v 可查表 5.8-73。

3）内浇道厚度与宽度。内浇道厚度见表 5.8-74。宽度和长度见表 5.8-75。

4）内浇道与压铸件的连接方式。见表 5.8-76。



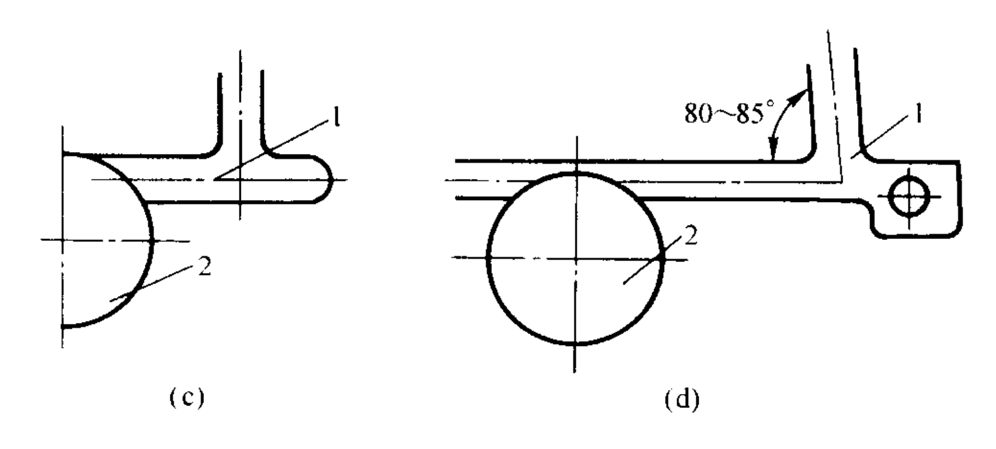


图 5.8-22 横浇道的形状

(a)、(b) 不合理；(c)、(d) 合理

1—横浇道；2—余料饼

表 5.8-72 推荐内浇道充填时间

铸件平均壁厚 b/mm	充填时间 t/s	铸件平均壁厚 b/mm	充填时间 t/s
1.5	0.01~0.03	3.0	0.05~0.10
1.8	0.02~0.04	3.8	0.05~0.13
2.0	0.02~0.06	5.0	0.06~0.20
2.3	0.03~0.07	6.4	0.08~0.30
2.5	0.04~0.09		

表 5.8-73 内浇道充填速度 v 推荐值

合金种类	锌合金	铝合金	镁合金	铜合金
充填速度 v/m·s⁻¹	30~50	20~60	40~90	20~50

表 5.8-74 内浇道厚度的经验数据

内浇道厚度/mm ＼ 铸件壁厚/mm ＼ 合金	0.6~1.5		1.5~3		3~6		>6
	复杂	简单	复杂	简单	复杂	简单	为铸件壁厚/%
锌合金	0.4~0.8	0.4~1.0	0.6~1.2	0.8~1.5	1.0~2.0	1.5~2.0	20~40
铝合金	0.6~1.0	0.6~1.2	0.8~1.5	1.0~1.8	1.5~2.5	1.8~3	40~60
镁合金	0.6~1.0	0.6~1.2	0.8~1.5	1.0~1.8	1.5~2.5	1.8~3	40~60
铜合金		0.8~1.2	1.0~1.8	1.0~2.0	1.8~3.0	2.0~4.0	40~60

表 5.8-75 内浇道宽度和长度数据

内浇道进口部位铸件形状	内浇道宽度	内浇道长度/mm	说明
矩形或长方形板件	铸件边长的 0.6~0.8 倍	2~3	指从铸件中轴线处侧向注入，如离轴线一侧的端浇道或点浇口则不受此限
圆形板件	铸件外径的 0.4~0.6 倍		内浇道以割线注入
圆环件　圆筒件	铸件外径和内径的 0.25~0.3 倍		内浇道以切线注入
方框件	铸件边长的 0.6~0.8 倍		内浇道从侧壁注入

表 5.8-76 内浇道与铸件的连接方式

序号	连接方式	说明
1	C0.2~0.5　b　α　l	1）型腔全部在同一半型内，内浇道也设在该半型内，使合金液顺利充填平面型腔 2）内浇道厚度 b 在计算截面时确定，导入角 α 一般取 30°~45°，内浇道长度 l，一般取 3 mm 3）接合处开有（0.2~0.5）×45°倾角，以避免掰断浇道时损坏铸件基体
2	C0.2~0.5　b　α　l	1）浇道开设在正对大平面型腔的位置上，为引导合金液顺利进入平面型腔 2）内浇道厚度 b 计算截面积时确定，导入角 α 一般取 30°~45°，内浇道长度 l，一般取 1~3 mm 3）左图位置的接合处取有（0.2~0.5）×45°的倾角，以避免掰断浇道时损坏铸件基体
3	m　b　n　α	1）内浇道开在铸件底端 2）导入角 α 采用大角度，一般取 60°~70° 3）内浇道厚度 b 在计算截面积时确定，但按图形，$b=(m-n)\sin\alpha$，一般 α 取 60°~75°，n 取 0.5 mm，而 b 已确定，故 $m=n+b/\sin\alpha$

5）点浇口　采用点浇口的压铸件一般为结构对称、壁厚均匀的壳、罩类。点浇口的结构如图 5.8-23 所示。其直径大小与其他尺寸列入表 5.8-77 和表 5.8-78。

5.5.4 排溢系统

排溢系统的溢流槽和排气道与浇注系统是一个整体，在设计中应系统考虑。排溢系统是由溢流槽和排气道组成。

（1）溢流槽的作用

1）排出充填过程中合金液前沿形成的冷污合金液、气体、氧化物以及涂料残渣等。

2）消除或转移缩孔、气孔、涡流和冷隔缺陷。

3）改善热平衡，调控合金液的充填流态。

4）可以设置推杆，也可提供吊挂和夹持条件等。

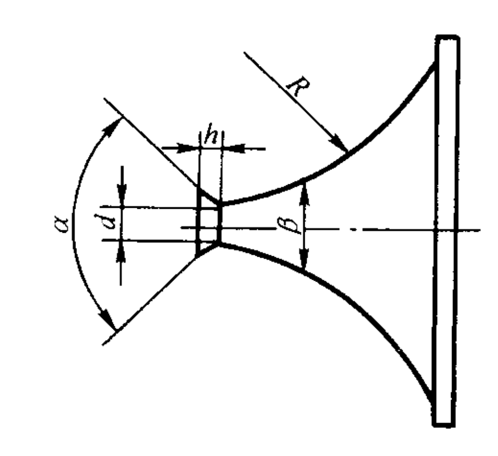


图 5.8-23 点浇口结构

表 5.8-77 推荐点浇口直径尺寸

铸件投影面积 A/cm²		≤80	>80~150	>150~300	>300~500	>500~750	>750~1 000
直径 d/mm	简单铸件	2.8	3.0	3.2	3.5	4.0	5.0
	中等复杂铸件	3.0	3.2	3.5	4.0	5.0	6.5
	复杂铸件	3.2	3.5	4.0	5.0	6.0	7.5

注：表中数值适用于壁厚在 2.0~4.0 mm 的铸件。

表 5.8-78 点浇口其他部分尺寸

直径 d/mm	<4	<6	<8
厚度 h/mm	3	4	5
出口角度 α/(°)	60~90		
进口角度 β/(°)	45~60		
圆弧半径 R/mm	30		

注：表中尺寸符号参见图 5.8-23。

（2）溢流槽设计要点

1）在压铸型中的位置，见表 5.8-79。

2）溢流槽的形状与尺寸见表 5.8-80。

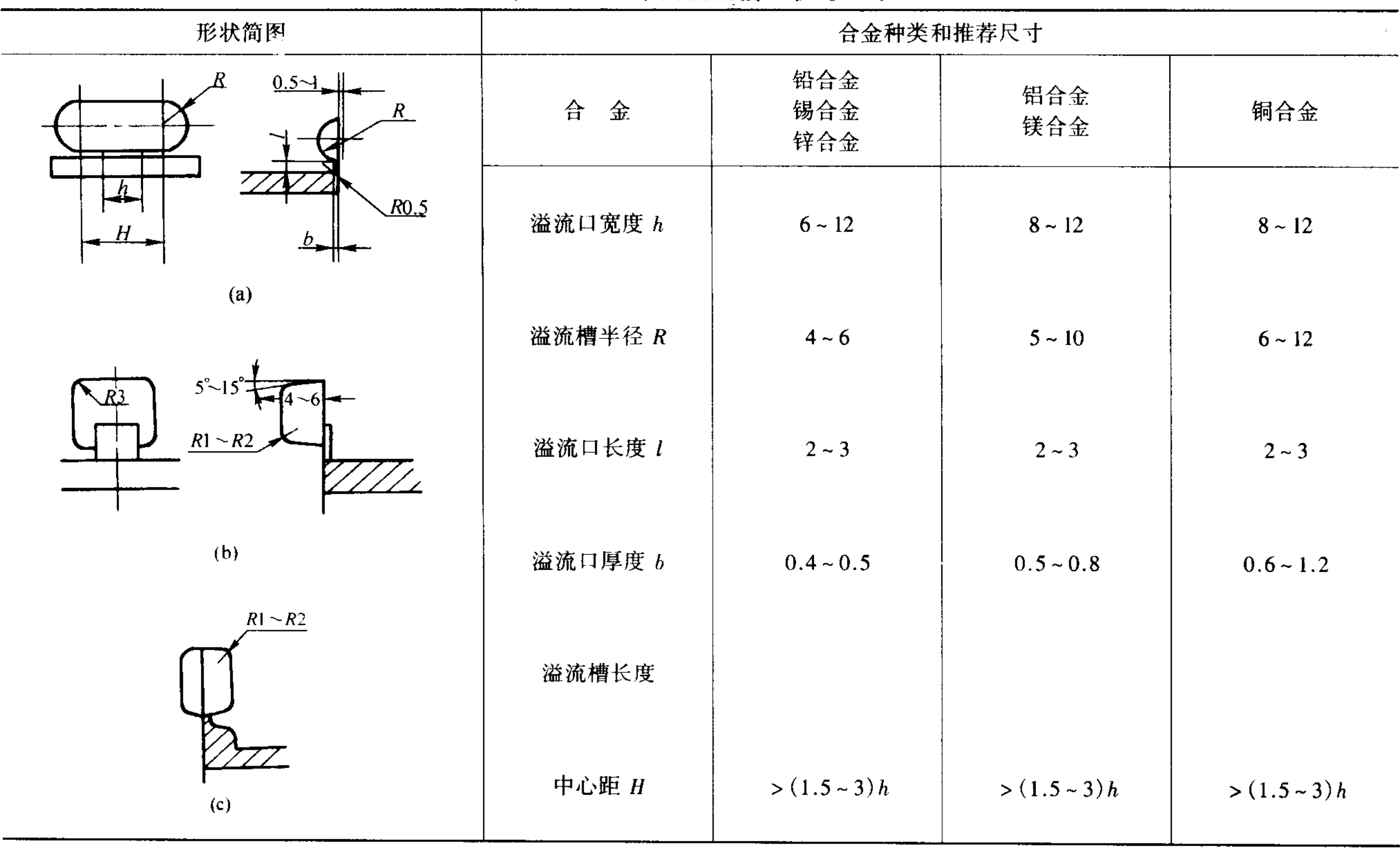
3）容积　溢流槽容积大小，根据作用而定，如消除压铸件局部热节、缩孔缺陷时，应为缺陷部位体积的 2.0~2.5 倍，作为改善热平衡或改善充填流态应更大一些。溢流槽的总容积不应小于压铸件体积的 20%，小铸件的比值要更大一些。

（3）排气道的设计

表 5.8-79　溢流槽设置要点

设置要点	简图	说明	设置要点	简图	说明
设在合金液最后冲击的部位和内浇道两侧	1—溢流槽	排出合金液流前沿的冷金属液、涂料残渣，稳定流态，减少涡流	压铸件局部壁厚部位	A—A 1—溢流槽	壁厚处易产生缩孔、气孔等缺陷，设置的溢流槽可以改善质量
型芯背面合金液汇流处	(a)　(b)　(c)	充填过程中，合金液被型芯阻止易形成死角，是形成缺陷的地方，设溢流槽以改善铸件质量	主横道的端部	1—主横浇道；2—溢流槽 3—推杆；4—分支横浇道	缓冲合金液的流态，设有较大的溢流槽，可以储藏气体和残渣
设在易出现涡流或最后充填部位	1—溢流槽	合金液出现涡流或最后充填部位，气体、夹杂较集中，改善充填和排气条件	设置整体溢流槽	1—溢流槽	防止铸件变形并除渣

表 5.8-80　常用溢流槽形状与尺寸



形状简图	合金种类和推荐尺寸			
	合　金	铅合金 锡合金 锌合金	铝合金 镁合金	铜合金
	溢流口宽度 h	6～12	8～12	8～12
	溢流槽半径 R	4～6	5～10	6～12
	溢流口长度 l	2～3	2～3	2～3
	溢流口厚度 b	0.4～0.5	0.5～0.8	0.6～1.2
	溢流槽长度			
	中心距 H	$>(1.5\sim3)h$	$>(1.5\sim3)h$	$>(1.5\sim3)h$

排气道的作用是排出压铸型腔中的空气和分型剂挥发出的气体，它的设置要根据内浇道的位置和合金液在充填过程中的流态而定。一般设在合金液最后充填的部位和溢流槽的后端，以加强排溢效果，为了排气顺畅也常常借助型芯、推杆、镶块等配合间隙排气，必要时可专设排气塞。

1）排气道设置原则

① 排气道不应相互连通，不能被合金液堵塞。

② 排气道应开设在溢流槽尾端。

③ 型腔深处可在芯头上开设排气道或专设排气道。

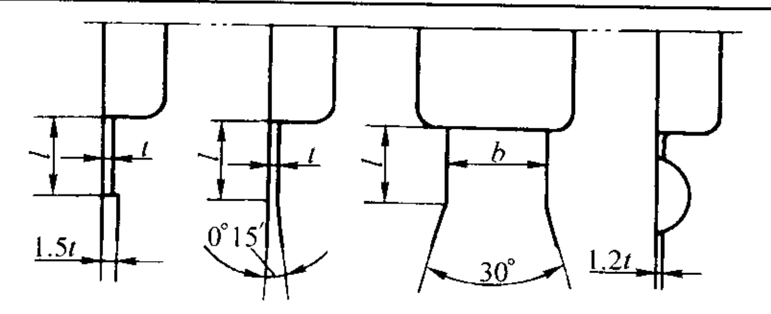
④ 排气道应开在便于加工和清理的分型面上。

2）排气道的结构形式和尺寸见表 5.8-81 和表 5.8-82。

表 5.8-81 排气道的结构形式

形 式	简 图	说 明
在分型上设排气道		在分型上直接从型腔引出排气道，也可在溢流槽尾部设排气道
利用推杆配合间隙设排气道	0.05~0.10 或 推杆	利用推杆配合间隙，可采用 H7/e8 或 H7/d8 排气，或在推杆上开排气道
利用型芯配合间隙	1~3 0.03~0.05	对细长型芯有加固作用，但排气效果较差

表 5.8-82 排气道尺寸



合金	深度 t /mm	宽度 b /mm	与型腔边距 l/mm	倒角 /(°)
铅锡合金	0.05～0.10	5～15	20～30	0.3×45
锌合金	0.05～0.12	5～20		
铝合金	0.10～0.15	10～20		
镁合金	0.10～0.15	10～20		
铜合金	0.15～0.20	5～20		

5.6 成形零件的设计

(1) 成形零件的结构

压铸型内形成压铸件形状的零件称为成形零件。成形零件主要是由镶块和型芯构成，其结构形式分为整体式和镶拼式两种，如图 5.8-24 和图 5.8-25 所示。

(2) 镶块及型芯的结构和固定方法

1) 镶块的镶拼结构基本形式，见表 5.8-83。

2) 常用镶块的基本固定方法，见表 5.8-84。

(3) 型芯的固定方法

型芯的固定应保证与相关构件之间的强度和刚度稳定可靠，便于加工和装卸。型芯的固定方法见表 5.8-85。

(4) 压铸型成形尺寸的计算

1) 压铸型成形尺寸计算的基本公式：

$$A'^{+\Delta'} = A + A\varphi + n\Delta - \Delta'^{+\Delta'} \qquad (5.8\text{-}9)$$

式中，A'为计算后的成形尺寸，mm；A 为铸件的基本尺寸，mm；φ 为压铸件的计算收缩率，%；n 为补偿和磨损系数；Δ 为铸件偏差，mm；Δ' 为压铸型成形部分的制造偏差，mm。

2) 各类成形尺寸的计算

① 型腔尺寸的计算。参考图 5.8-26。计算公式为

$$D'_0{}^{+\Delta'} = (D + D\varphi - 0.7\Delta)_0^{+\Delta'} \qquad (5.8\text{-}10)$$

$$H'_0{}^{+\Delta'} = (H + H\varphi - 0.7\Delta)_0^{+\Delta'}$$

式中，D'、H'为型腔尺寸、型腔深度，mm；D、H 为压铸件外形的最大极限尺寸，mm；φ 为压铸件计算收缩率，%；Δ 为压铸件公称尺寸公差，mm；Δ'为成形部分公称尺寸的制造偏差，mm；0.7Δ 为尺寸补偿和磨损系数计算值，mm。

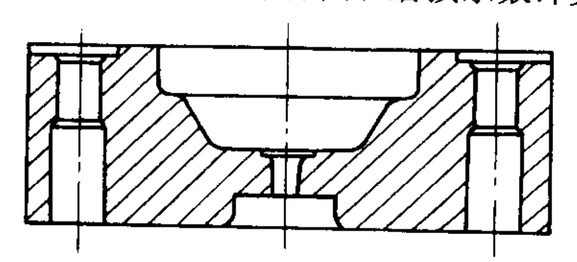


图 5.8-24 整体式结构

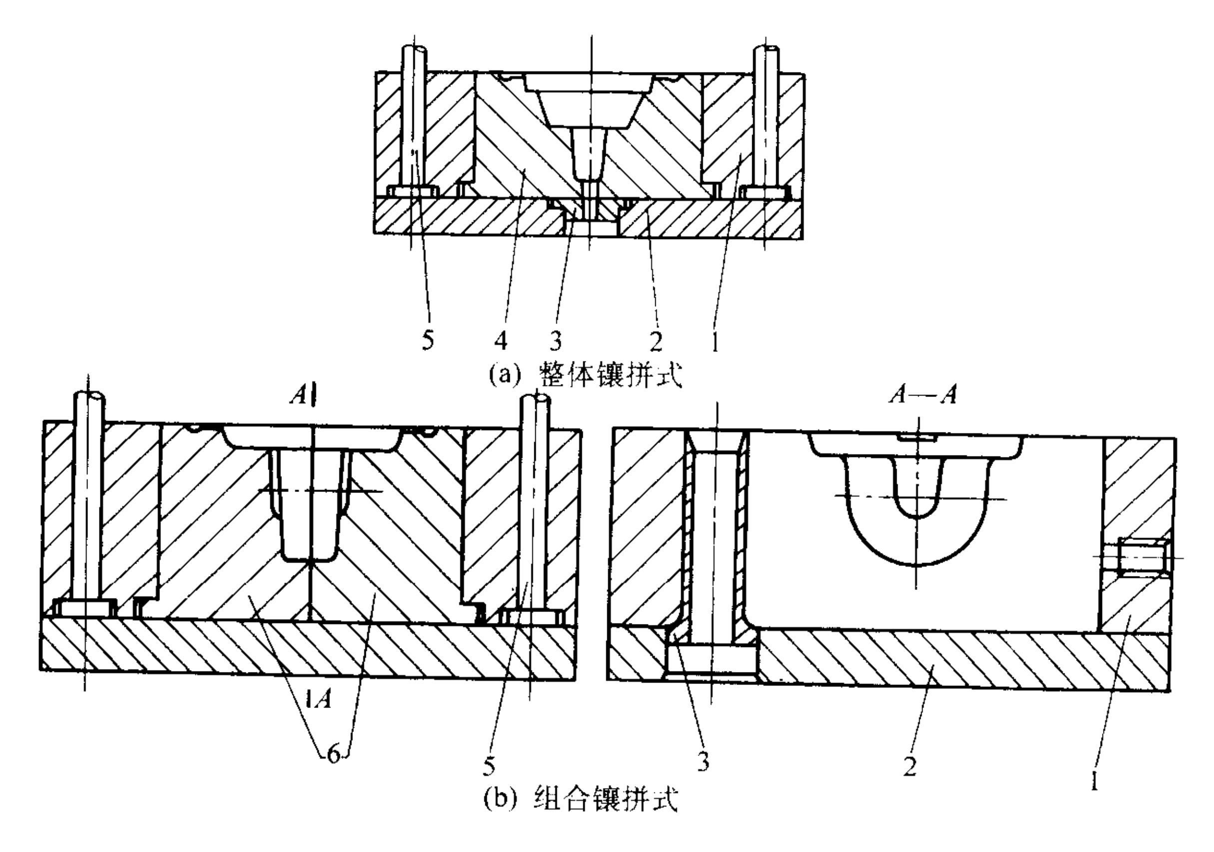


图 5.8-25 镶拼式结构

1—定型套板；2—定型座板；3—浇口套；4—整体镶块；5—导柱；6—组合镶块

表 5.8-83 镶拼结构基本形式

镶拼要点	简图		说明
	合理	不合理	
便于加工，确保尺寸精度			环形斜面台阶及相关型芯的直径难于加工成形，精度难保，采用镶拼结构合理
提高强度和相对稳定性			小型芯锥顶插入大型芯的锥坑内，使细长的型芯在合金液的冲击下不易发生弯曲变形，可保同轴度
避免锐角和薄壁结构			如果两个型芯放在一起就形成薄壁，一个型芯在整体镶块上做出，另一个型芯单独镶入，强度高，提高使用寿命
有利于脱型			镶拼间隙易产生飞边，如与铸件脱型方向不一致，易使铸件留在定型内，改进后就克服了上述困难，维修也方便

续表 5.8-83

镶拼要点	简图		说明
	合理	不合理	
便于维修			型芯组合后，用铆钉连接，维修不便，用双头螺栓连接为宜

表 5.8-84 常用镶块的基本固定方法

镶块安装孔形式	图例	说明	镶块安装孔形式	图例	说明
套板为不通孔		镶块为圆形或非圆形，采用螺钉固定	套板为通孔，无台阶		采用座板或支承板，直接用螺钉固定，装卸和加工均方便，应用广泛
套板为通孔		镶块带凸台用压板固定，但拆卸不方便	通孔及台阶，无压板		仅适用于镶块内无型腔，和无凸起的卸料板，结构简单

表 5.8-85 型芯的基本固定方法

形式	简图	说明	形式	简图	说明
台阶		常用的方法是压板压紧	螺钉		适用于固定在较厚的镶块内较大的圆型芯或柱形型芯
		减少型芯配合孔长度，将孔的后部扩大	螺栓		借助非成形 A 段配入镶块内，防止被合金液冲击时变形、位移。加工方便，适用于固定在较厚镶块内，不需座板压紧

续表 5.8-85

形式	简图	说明
螺堵		缩短小直径长型芯的长度，采用螺堵压紧
压板与螺钉		彼此靠近的成组圆型芯
销钉		适用薄片状型芯，在非成形端由销钉固定
半环形固定块	型芯 半环形紧固块	固定部位的凹槽，配入一对半环形紧固块，定位可靠

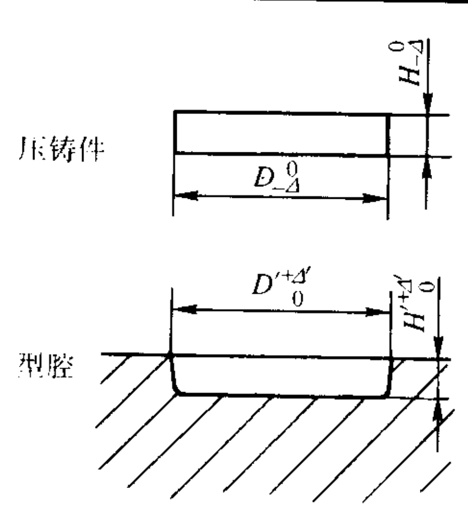


图 5.8-26 型腔尺寸计算

② 型芯尺寸的计算 参考图 5.8-27，计算公式为

$$d'^{\ 0}_{-\Delta'} = (d + d\varphi + 0.7\Delta)^{\ 0}_{-\Delta'} \qquad (5.8\text{-}11)$$
$$h'^{\ 0}_{-\Delta'} = (h + h\varphi + 0.7\Delta)^{\ 0}_{-\Delta'}$$

式中，d'、h 为型芯尺寸和型芯高度尺寸，mm；d、h 为压铸件内型的最小极限尺寸，mm；φ 为压铸件的计算收缩率，%；Δ 为压铸件公称尺寸公差，mm；Δ'为成形部分公称尺寸的制造偏差，mm；0.7Δ 为尺寸补偿和磨损系数计算公差，mm。

③ 中心距、位置尺寸的计算 参考图 5.8-28，计算公式为

$$L' \pm \Delta' = (L + L\varphi) \pm \Delta \qquad (5.8\text{-}12)$$

式中，L'为成形部中心距离、位置的平均尺寸，mm；L 为压铸件中心距离、位置的平均尺寸，mm；φ 为压铸件计算收缩率，%；Δ 为压铸件中心距离、位置尺寸的公差，mm；Δ'为成形部分中心距离、位置尺寸的制造公差，mm。

压铸型的制造公差 Δ'，可根据铸件尺寸精度而定，一般取铸件公差 Δ 的 1/4 ~ 1/5。应该指出，采用镶嵌件时，应按实际壁厚确定型腔尺寸；而一般铸件尺寸公差不包括铸造斜度造成的尺寸误差。设计中综合收缩系数 φ 参考表 5.8-86 选取。

(5) 镶嵌的主要尺寸

镶嵌主要尺寸见表 5.8-87，镶块的台阶尺寸见表 5.8-88，组合成形镶块固定部分长度尺寸参考表 5.8-89。

(6) 型芯的主要尺寸

圆型芯尺寸见表 5.8-90。

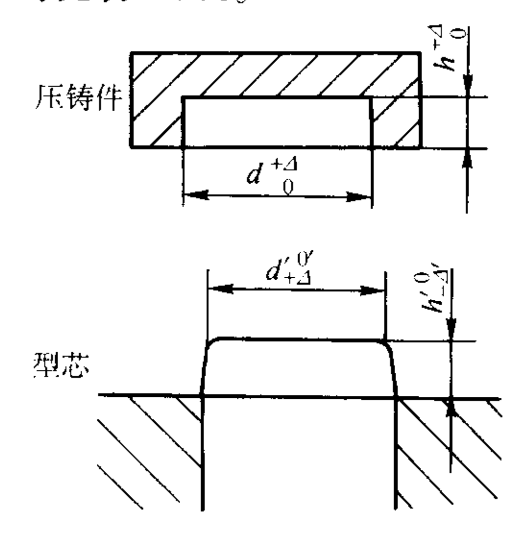
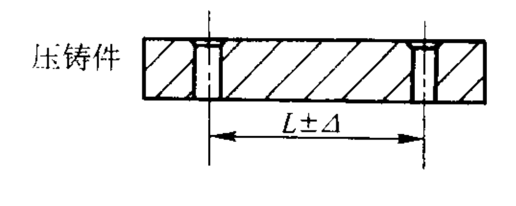


图 5.8-27 型芯尺寸计算



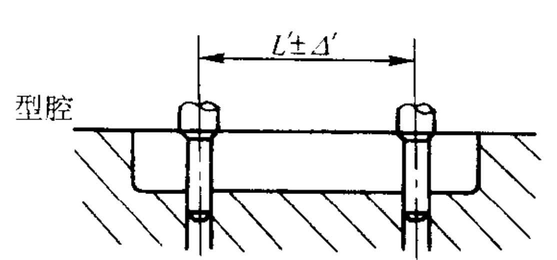


图 5.8-28 中心距离位置尺寸计算

表 5.8-86 几种常压铸合金的综合收缩系数

合金	φ/%	
	自由收缩	受阻收缩
锌合金	0.5 ~ 0.65	0.3 ~ 0.6
铝合金	0.5 ~ 0.75	0.4 ~ 0.6
镁合金	0.6 ~ 0.85	0.5 ~ 0.7
铜合金	0.7 ~ 1.0	0.6 ~ 0.8

表 5.8-87　推荐镶块壁厚尺寸数据

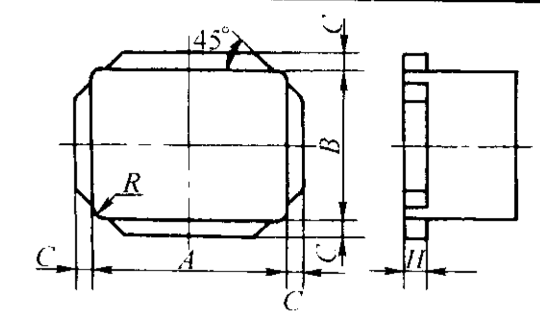
mm

型腔长边尺寸 L	型腔深度 H_1	镶块壁厚 h	镶块底厚 H
≤80	5 ~ 50	15 ~ 30	≥15
>80 ~ 120	10 ~ 60	20 ~ 35	≥20
>120 ~ 160	15 ~ 80	25 ~ 40	≥25
>160 ~ 220	20 ~ 100	30 ~ 45	≥30
>220 ~ 300	30 ~ 120	35 ~ 50	≥35
>300 ~ 400	40 ~ 140	40 ~ 60	≥40
>400 ~ 500	50 ~ 160	45 ~ 80	≥45

注：镶块短边尺寸 B 小于 $\frac{1}{3}L$ 时，表中 H 值应适当减小。

表 5.8-88　整体镶块台阶尺寸推荐值

mm



镶块台阶	公称尺寸 A					
	≤60	>60 ~ 150	>150 ~ 250	>250 ~ 360	>360 ~ 500	>500 ~ 630
厚度 H	8 ~ 10		12 ~ 15		18 ~ 20	20 ~ 25
宽度 C	3.5		4.5		6	8
圆角半径 R	8	10	12	15	20	25

注：1. 根据受力状态不同台阶可设在四侧或长边的两侧。
2. 对在同一套板安装孔内的组合镶块，其公称尺寸 A 是指装配后全部组合镶块的总外形尺寸。
3. 对薄片状的组合镶块，为提高强度可取 $H \geqslant 15$ mm，但不应大于套板高度的 1/3。
4. B 为镶块短边尺寸。

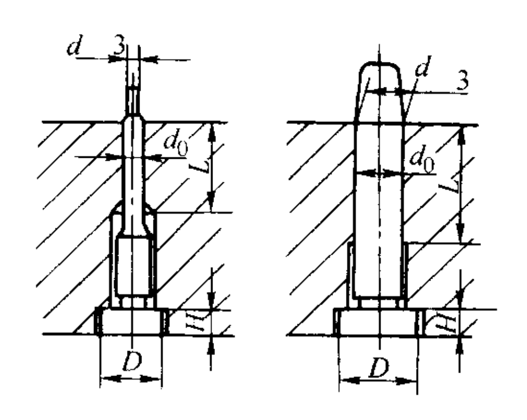
表 5.8-89　组合式成形镶块固定部分长度值

mm

简　图	成形部分长度 l	固定部分短边尺寸 B	固定部分长度 L
	≤20	≤20	>20
		>20	>15
	>20 ~ 30	≤20	>25
		20 ~ 40	>25
		>40	>20
	>30 ~ 50	≤20	>30
		20 ~ 40	>25
		>40	>20
	>50 ~ 80	≤20	>40
		20 ~ 40	>35
		>40	>30
	>80 ~ 120	≤20	>45
		20 ~ 50	>40
		>50	>35

表 5.8-90　推荐圆型芯主要尺寸数据

mm



续表 5.8-90

成形段直径 d	配合段直径 d_0	台阶直径 D	台阶厚度 H	配合段长度 $L\geqslant$
≤3	4	8	5	6~10
>3~10	$d+(0.4\sim1)$	d_0+4	8	10~20
>10~18				15~25
>18~30		d_0+5	10	20~30
>30~50				25~40
>50~80		d_0+6	12	30~50
>80~120				40~60
>120~180		d_0+8	15	50~80

注：为了便于应用标准工具加工孔径 d_0，公称尺寸应取整数或取标准铰刀的尺寸规格。

5.7 抽芯机构的设计

(1) 抽芯机构的结构组成

抽芯机构的组成如图 5.8-29 所示。主要由成形元件、运动元件、传动元件、锁紧元件和限位元件组成。

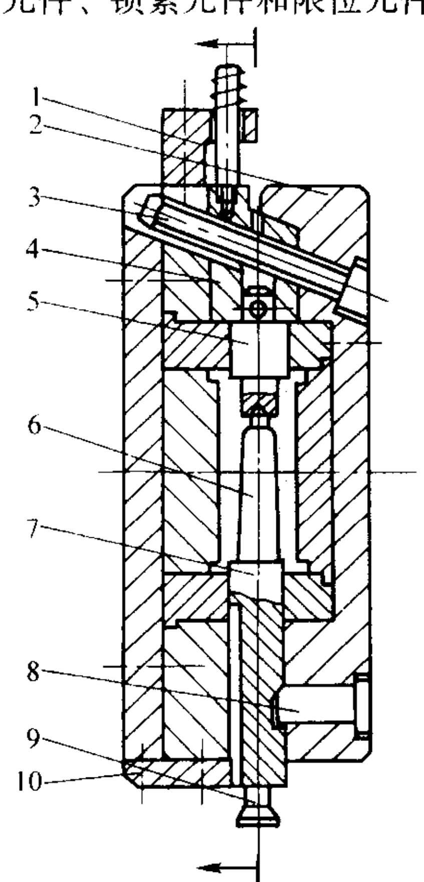


图 5.8-29 抽芯机构的组成

1—限位块；2—定型板；3—斜销；4—短形滑块；5、6—型芯；7—圆形滑块；8—楔紧块；9—液压抽芯接头；10—止转导向块

(2) 常用抽芯机构分类

常用抽芯机构分类见表 5.8-91。

(3) 抽芯力和抽芯距离的计算

1) 抽芯力的计算。型芯受力图见图 5.8-30。型芯抽心力的计算公式为

$$F_b = Alp(\mu\cos\alpha - \sin\alpha) \tag{5.8-13}$$

式中，F_b 为抽芯力，N；A 为被压铸件包紧的型芯成型部分断面周长，cm；l 为被压铸件包紧的型芯成形部分长度，cm；p 为挤压应力（单位面积的包紧力）、锌合金取 6~8 MPa，铝合金取 10~12 MPa，铜合金取 12~16 MPa；μ 为压铸合金对型芯的摩擦因数，取 0.2~0.25；α 为型芯成形部分的出型斜度，(°)。

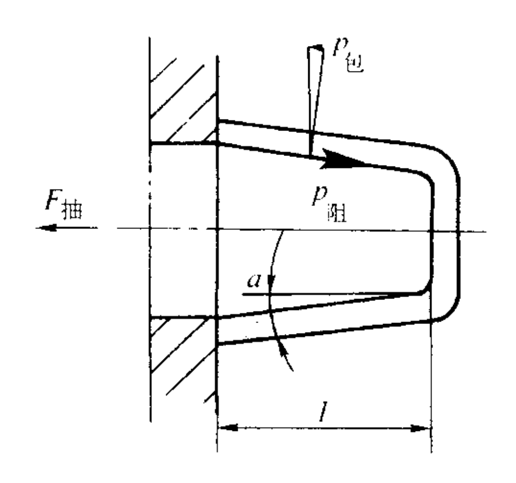
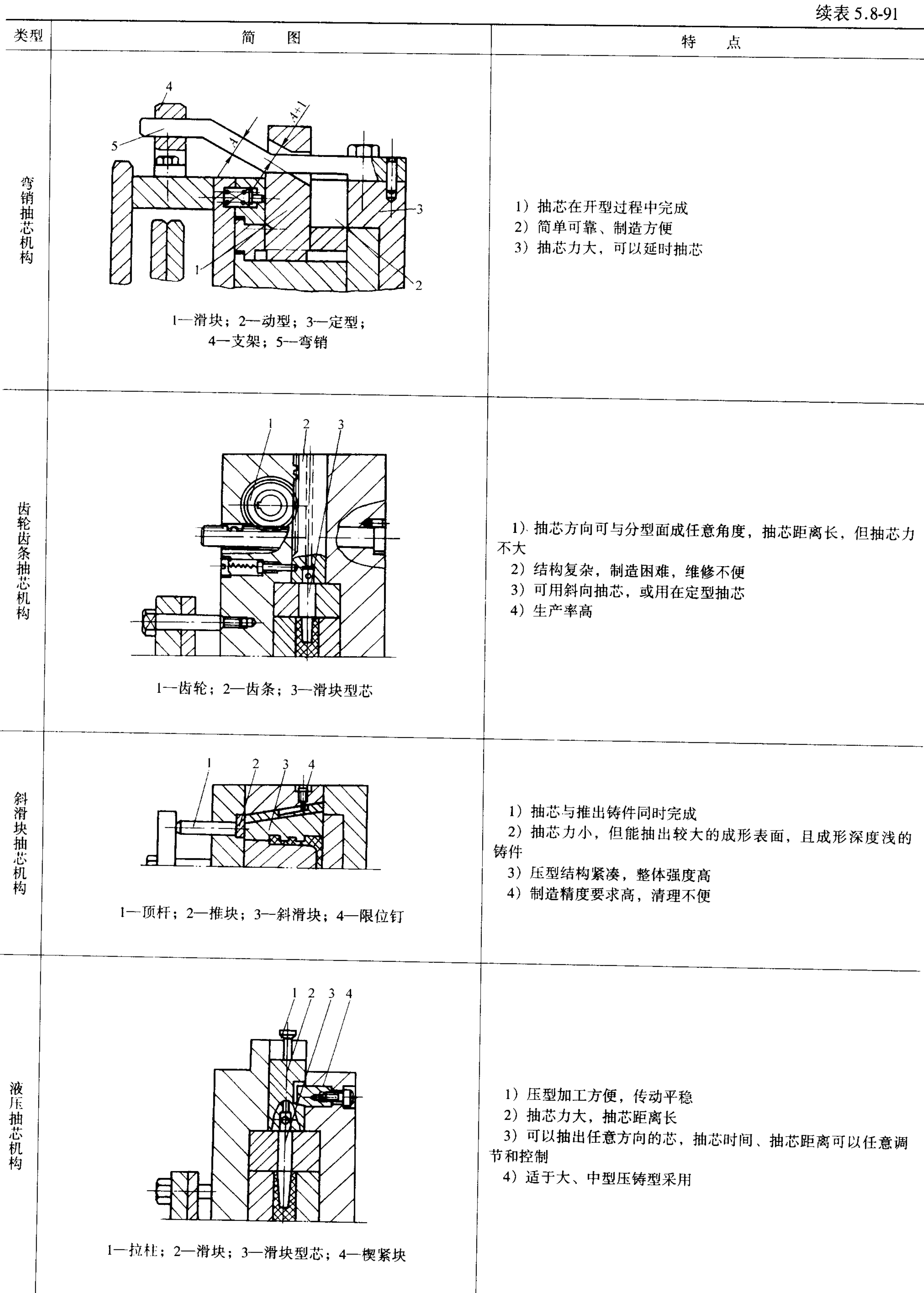


图 5.8-30 型芯受力图

表 5.8-91 常用抽芯机构分类及特点

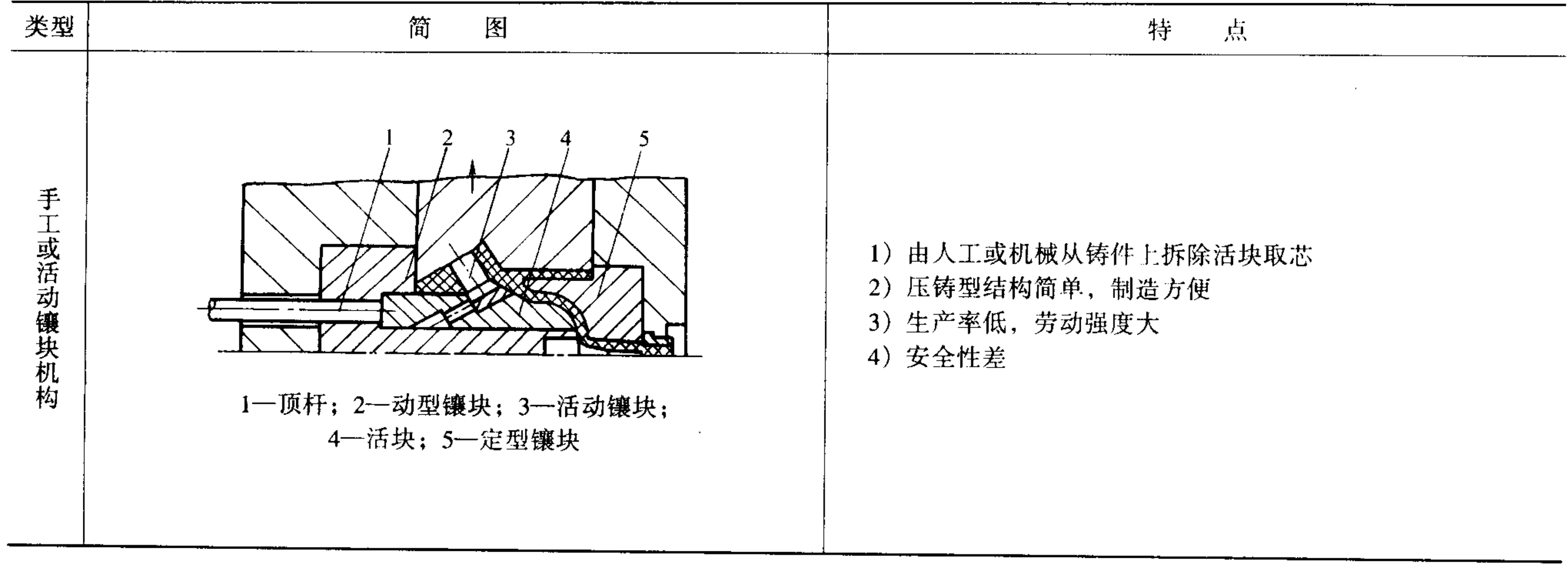
类型	简 图	特 点
斜销抽芯机构	1—挡块；2—楔紧块；3—滑块；4—斜销；5—滑块型芯	1）抽芯动作在开型过程中完成 2）结构简单，制造方便，安全可靠，生产率高，有较大的抽拔力，使用广泛 3）抽拔力和抽芯距离不能太大 4）若抽芯方向与分型面呈夹角时，其角度不能大于 20°

续表 5.8-91



类型	简　图	特　点
弯销抽芯机构	1—滑块；2—动型；3—定型；4—支架；5—弯销	1）抽芯在开型过程中完成 2）简单可靠、制造方便 3）抽芯力大，可以延时抽芯
齿轮齿条抽芯机构	1—齿轮；2—齿条；3—滑块型芯	1）抽芯方向可与分型面成任意角度，抽芯距离长，但抽芯力不大 2）结构复杂，制造困难，维修不便 3）可用斜向抽芯，或用在定型抽芯 4）生产率高
斜滑块抽芯机构	1—顶杆；2—推块；3—斜滑块；4—限位钉	1）抽芯与推出铸件同时完成 2）抽芯力小，但能抽出较大的成形表面，且成形深度浅的铸件 3）压型结构紧凑，整体强度高 4）制造精度要求高，清理不便
液压抽芯机构	1—拉柱；2—滑块；3—滑块型芯；4—楔紧块	1）压型加工方便，传动平稳 2）抽芯力大，抽芯距离长 3）可以抽出任意方向的芯，抽芯时间、抽芯距离可以任意调节和控制 4）适于大、中型压铸型采用

续表 5.8-91

类型	简　图	特　点
手工或活动镶块机构	 1—顶杆；2—动型镶块；3—活动镶块；4—活块；5—定型镶块	1）由人工或机械从铸件上拆除活块取芯 2）压铸型结构简单，制造方便 3）生产率低，劳动强度大 4）安全性差

2）抽芯距离的计算　抽芯距离计算式为

$$S = S_{移} + K \quad (5.8\text{-}14)$$

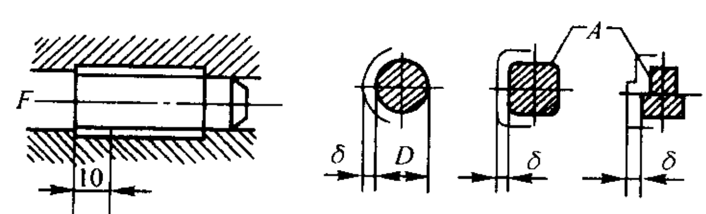
式中，S 为抽芯距离，mm；$S_{移}$ 为滑块型芯完全脱离出成形处的移动距离，mm；K 为安全系数，按表 5.8-92 选定。

为了简化计算，按式（5.8-13）取挤压应力和摩擦因数的较大值，做出锌、镁、铝、铜合金抽芯力查用图，见图 5.8-31。

表 5.8-92　常用抽芯距离安全系数 K 值

$S_{移}$	抽芯机构			
	斜销、弯销、手动	齿轮齿条	斜滑块	液压
< 10	3 ~ 5	5 ~ 10（取整齿）	2 ~ 3	
10 ~ 30			3 ~ 5	
30 ~ 80	5 ~ 8		—	8 ~ 10
80 ~ 180				10 ~ 15
180 ~ 360	8 ~ 12			> 15

注：1. 斜销、弯销、斜滑块的安全值，其角度误差应符合压铸型的技术要求。
2. 所抽的型芯直径大于成形深度，K 值应按直径尺寸查。
3. 同一抽芯滑块上有多个型芯时，K 值应按型芯最大间距查取。



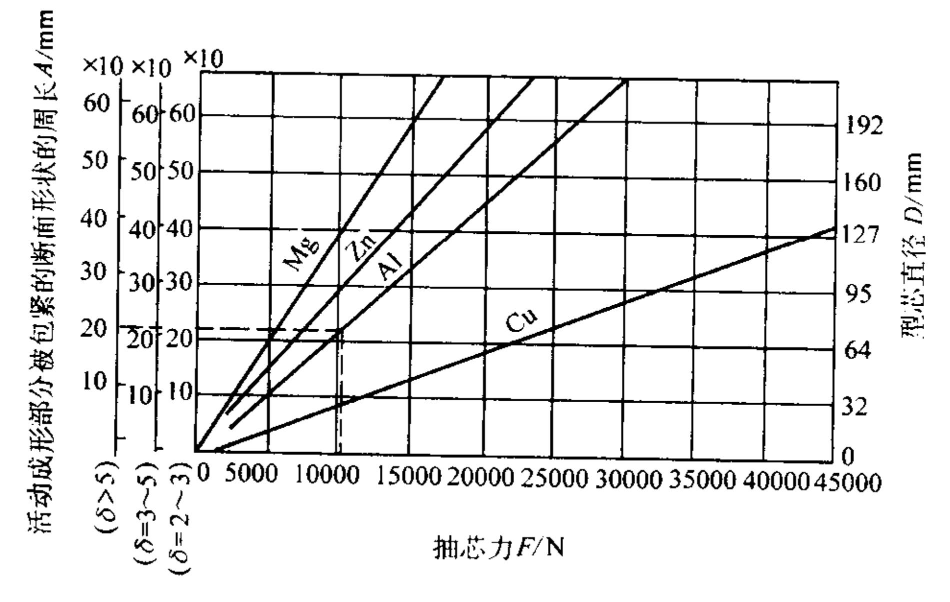
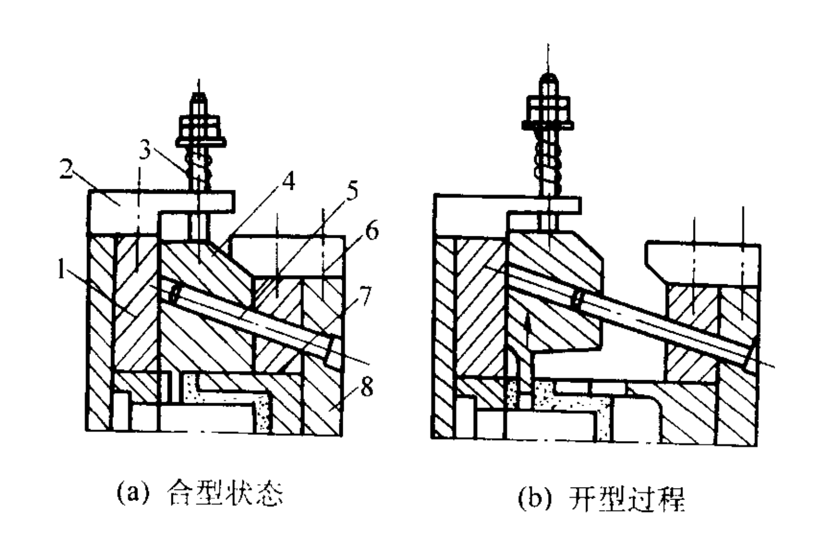


图 5.8-31　抽芯为 10 mm 长的抽芯力
F—抽芯力；δ—压铸件壁厚；
D—圆型芯直径；A—周长

（4）几种常用抽芯机构

1）斜销抽芯机构　斜销抽芯结构组成及动作过程，见图 5.8-32。



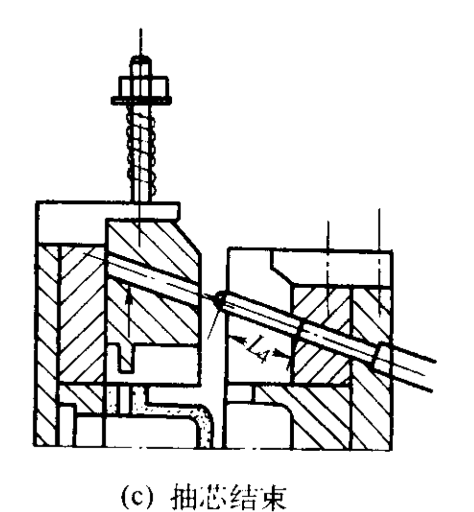


图 5.8-32　斜销结构组成及动作过程
1—动型支承板；2—限位块；3—弹簧；4—滑块；5—斜销；6—楔紧块；7—定型座板；8—定型压板

① 斜销的基本形式和尺寸的计算　斜销的基本形式见图 5.8-33 和部分作用见表 5.8-93。

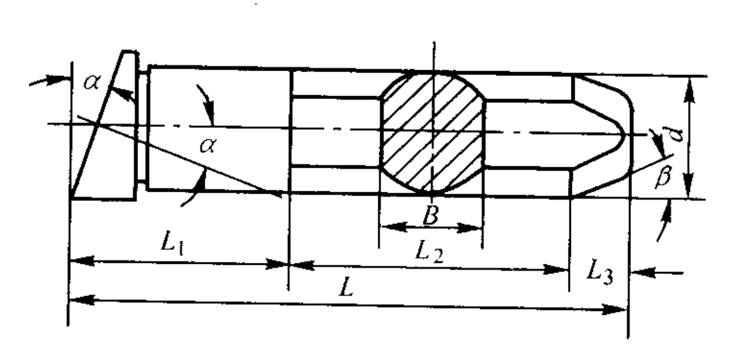


图 5.8-33　斜销的基本形式

表 5.8-93 斜销各部的作用

符号	作 用	选用尺寸范围
α (β)	强制滑块作抽芯运动	10° ~ 25°
d	承受抽芯力	ϕ10 ~ ϕ40 mm
L_1	固定于型套内，使斜销工作时稳固可靠	按需要进行计算
L_2	完成抽芯所需工作段尺寸	按需要进行计算
L_3	保证斜销准确的插入滑块斜孔	$\beta=\alpha+2°\sim3°$或$\beta=30°$
B	减少斜销工作时摩擦阻力	$B=0.8d$

② 斜销工作段尺寸的计算

a) 斜销倾角 α 的确定　当抽芯方向与分型面平行时，斜销倾角与抽芯力大小、抽芯行程长短有关。当抽芯长度、开型力一定时，斜销倾角 α 增加，则抽芯力减少，同时作用在斜销上的力增大，因此，α 角只能选择一定值时才合理（即抽芯力最大而作用在斜销上的力充分小）。实践中一般选在 10° ~ 25°之间。

b) 抽芯方向与分型面成 β 角时，斜销倾角 α 的确定见表 5.8-94。

c) 斜销长度的计算　斜销的长度可根据抽芯力、抽芯行程、倾斜角、斜销位置和直径在总图上按比例作图确定其长度。也可用计算方法求出，参见图 5.8-34。

表 5.8-94 斜销倾角 α 与抽芯方向夹角 β 的关系

	简 图	关系式		简 图	关系式
倾斜向定型	α—斜销与分型面垂线的斜角 α_1—抽芯角 β—抽芯方向与分型面的夹角 β_1—楔紧角	$\alpha=\alpha_1+\beta$ $\alpha_1=\alpha-\beta$ $\beta_1=\alpha_1+1°\sim2°$ $\alpha-\beta\leqslant25°$	倾斜方向动型	α—斜销与分型面垂线的斜角 α_1—抽芯角 β—抽芯方向与分型面的夹角 β_1—楔紧块	$\alpha_1=\alpha+\beta$ $\alpha=\alpha_1-\beta$ $\beta_1\geqslant\alpha_1+1°\sim2°$ $\alpha+\beta\leqslant25°$

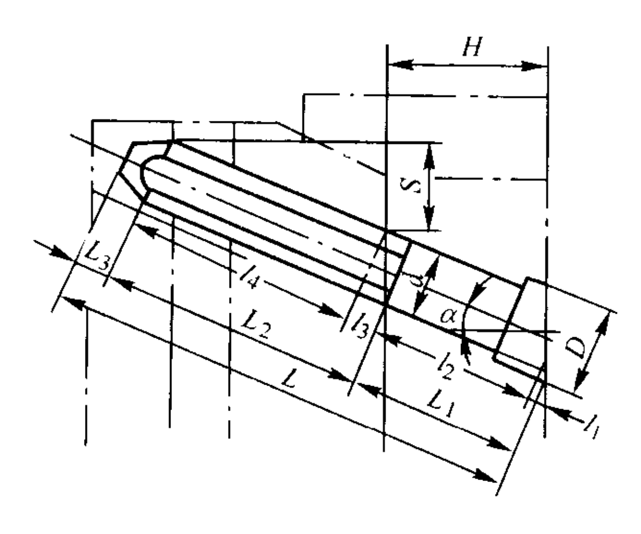


图 5.8-34 斜销尺寸计算用图

斜销抽芯总距离 L，根据抽芯距离 S、固定型套厚度 H 和斜销直径 d 及斜角 α 来计算，其公式为

$$L=L_1+L_2+L_3$$

$$=\frac{D-d}{2}\tan\alpha+\frac{H}{\cos\alpha}+\frac{S}{\sin\alpha}+5\sim10\ \text{mm} \quad (5.8\text{-}15)$$

式中，L_1 为斜销固定端尺寸，mm；L_2 为斜销工作段尺寸，mm；L_3 为斜销导向段尺寸，一般为 5 ~ 10 mm；S 为抽芯距离，mm；α 为斜销倾角，(°)；d 为斜销工作段直径，mm；D 为斜销固定段台阶直径，mm。

2）斜滑块抽芯机构

① 特点　最大的特点是抽芯与推出铸件同时完成。在抽芯距离短，特别是侧面有不深或不高的凹凸的中小型铸件，采用斜滑块方便简单。

② 斜滑块抽芯的动作过程　斜滑块抽芯机构分为外侧抽芯机构和内凹抽芯机构两种形式。其动作过程见图 5.8-35 和图 5.8-36。

③ 斜滑块主要参数

a) 抽芯距离的确定　抽芯行程可按下式计算：

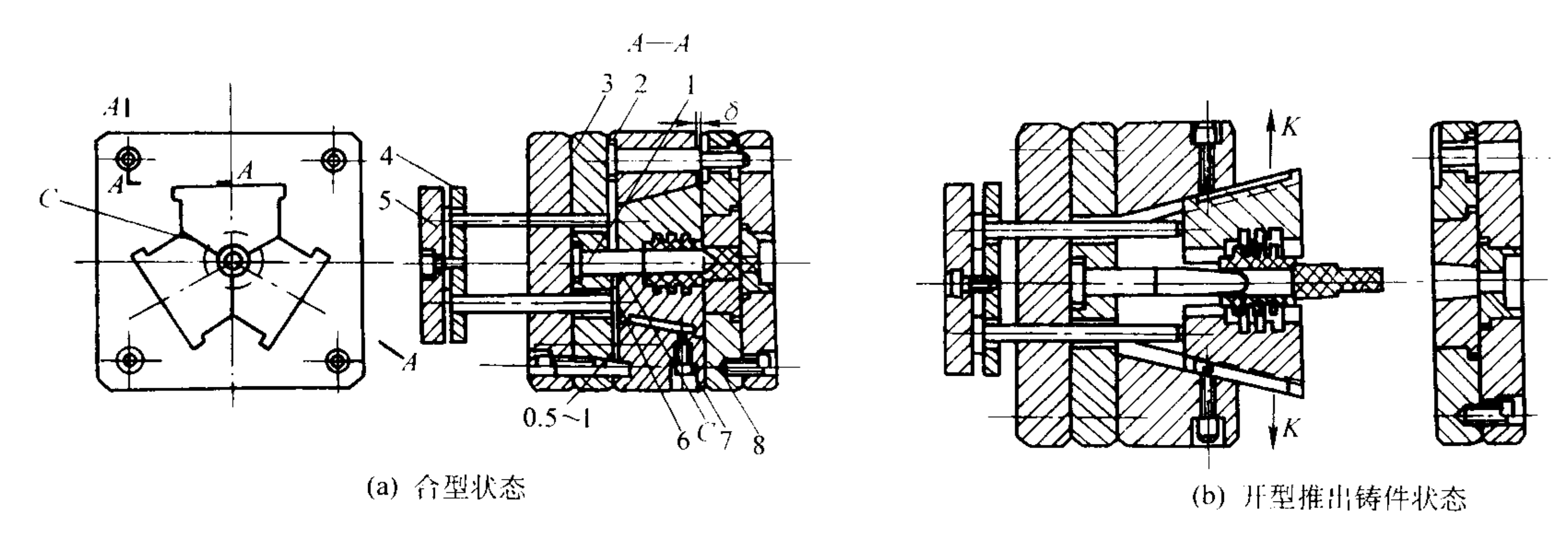
$$S=S'+K \quad (5.8\text{-}16)$$

式中，S 为外形内凹成形深度，mm；S' 为抽芯距离，mm；K 为安全系数。

b) 推出高度的确定　推出高度是抽芯行程或推出行程。它的确定考虑两个因素。其一，当斜滑块处在推出的终止位置时，应充分卸除铸件对型芯的包紧力，同时必须达到抽芯距离。其二，斜滑块推出高度与斜滑块的导向斜角有关，导向角减小，留在套板内导滑长度可以减小，而推出高度可增加。常用的推出高度见表 5.8-95。

c) 导向角 α 的确定　导向角应在确定推出高度 l 及抽芯距离 S 后，按公式计算

$$\alpha=\text{arccot}\,S/l \quad (5.8\text{-}17)$$

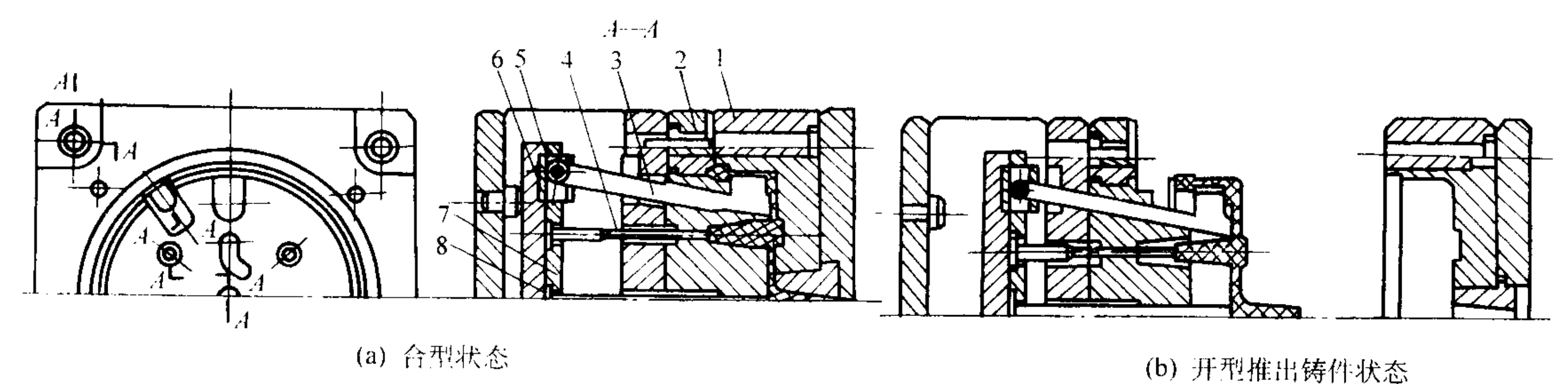


(a) 合型状态

(b) 开型推出铸件状态

图 5.8-35 外侧抽芯机构的动作过程

1—型芯；2—动型套板；3—型芯固定板；4—推杆固定板；5—推杆；6—斜滑块；7—限位螺杆；8—定型套板



(a) 合型状态

(b) 开型推出铸件状态

图 5.8-36 内凹抽芯机构的组成及动作过程

1—定型套板；2—动型套板；3—内斜滑块；4—推杆；5—滑轮；6—滑轮座；7—推杆固定板；8—推板

表 5.8-95 斜滑块可推出的高度

导向斜角 α/(°)	可推出高度 l	留在套板内高度 L_1/mm
5～10	≤0.6L	≥30
12～18	≤0.55L	≥30
20～25	≤0.50L	≥30

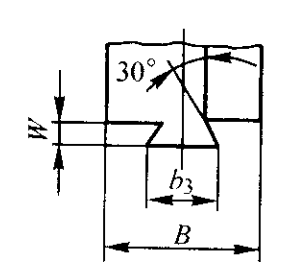
注：L 应小于 2/3 斜滑块总高度。

按此公式求得的 α 角，一般较小，应进位取整数，然后查表 5.8-96。

表 5.8-96 推荐导向斜角及应用范围

导向斜角 α/(°)	应用范围
5 8 10	侧面抽芯距离小，推出高度大。用于铸件结构强度不高，推出承力面较窄的深腔、薄壁压铸件
12 15 18	抽出芯距离和推出高度处于中等程度；铸件具有一定结构强度
20 22 25	侧向抽芯距离大，推出高度小。用于铸件结构强度高，有较宽的推出承载力面

d）斜滑块导向部位形式与参数 常用导向部位形式是燕尾槽和T形槽，见图 5.8-37 和图 5.8-38。其参数见表 5.8-97。



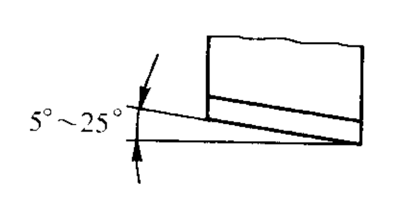


图 5.8-37 燕尾槽导向滑块

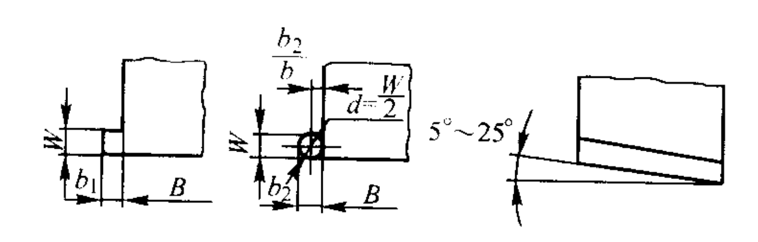


图 5.8-38 T形槽导向滑块

表 5.8-97 斜滑块导向部位参数 mm

斜滑块宽度 B	30～50	50～80	80～120	120～160	160～200
导向部位符号	各导向部分参数				
W	8～10	10～14	14～18	18～20	20～22
b_1	6	8	12	14	16

续表 5.8-96

斜滑块宽度 B	30 ~ 50	50 ~ 80	80 ~ 120	120 ~ 160	160 ~ 200
导向部位符号	各导向部分参数				
b_2	10	14	18	20	22
b_3	20 ~ 40	40 ~ 60	60 ~ 100	100 ~ 130	130 ~ 170
d	12	14	16	18	20

5.8 推出机构的设计

(1) 推出机构的组成与分类

1) 推出机构的组成　推出机构的组成由推出元件，如推杆、推管、卸料板、成形推块和斜滑块等，还有复位元件、限位元件、导向元件、结构元件组成，基本构成见图 5.8-39。

2) 推出机构分类　推出机构分类与特点，见表 5.8-98。

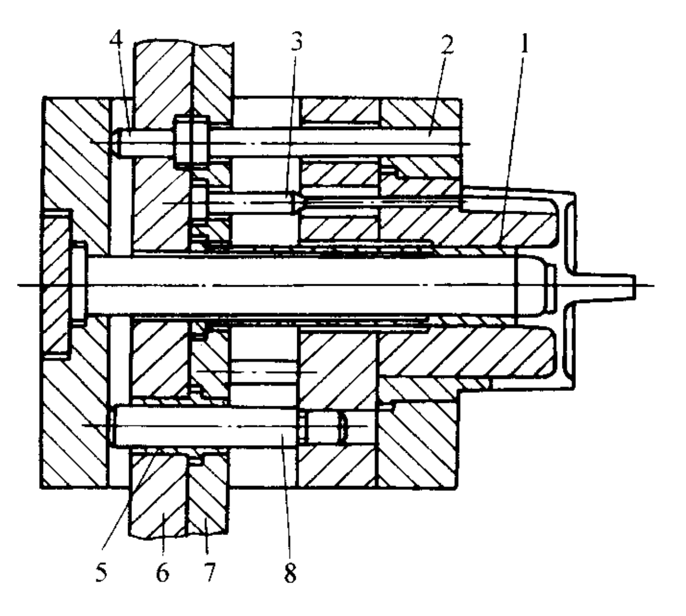


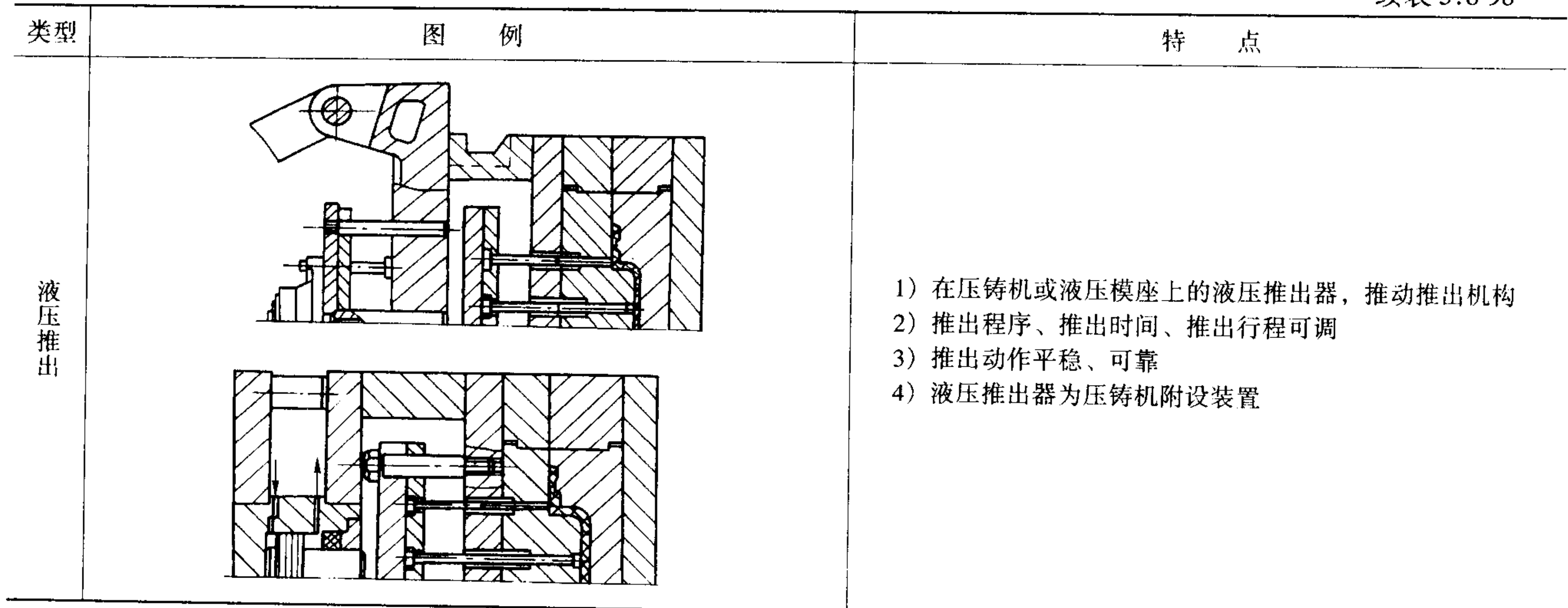
图 5.8-39　推出机构组成

1—推管；2—复位杆；3—推杆；4—挡钉；5—推板导套；6、7—推杆固定板；8—推板导柱

表 5.8-98　推出机构的类型

类型	图　例	特　点
推杆推出	2　1 1—铸件；2—推杆	1) 推出元件简单，制造维修方便 2) 推出动作简单、准确、安全可靠 3) 推杆可设置在动型、定型深腔处，兼起排气溢流作用 4) 推杆在铸件上留有印痕
推管推出	2　1 1—铸件；2—推管	1) 推出力平稳、均匀、可靠，较为理想 2) 推管作用面积大，推出压强小，铸件不易变形 3) 推管与型芯的配合间隙有利于排气 4) 适合薄壁铸件的推出 5) 对型芯喷刷涂料困难
推板推出	3　2　1 1—铸件；2—推板；3—推杆	1) 推出力分布均匀、平稳、安全、可靠，铸件变形小 2) 推出力作用在压铸件侧壁端面上，适于推出侧壁包紧力大的铸件 3) 压铸件上不会留印痕，有利提高精度 4) 对喷、刷涂料困难

续表 5.8-98

类型	图例	特点
液压推出		1）在压铸机或液压模座上的液压推出器，推动推出机构 2）推出程序、推出时间、推出行程可调 3）推出动作平稳、可靠 4）液压推出器为压铸机附设装置

（2）推出机构相关计算

1）推出距离的计算　见表 5.8-99。

表 5.8-99　推出距离的计算

推出形式	图例	计算公式	说明
直线推出		1）$H \leqslant 20$ mm 时，$S_{推} \geqslant H + K$ 2）$H > 20$ mm 时，$1/3H \leqslant S_{推} \leqslant H$ 3）使用斜钩推杆时，$S_{推} \geqslant H + 10$ mm	H 为滞留铸件的最大成形长度，mm；$S_{推}$ 为直线推出距离，mm；K 为安全系数，一般取 3 ~ 5 mm
旋转推出		$n_{推} \geqslant \dfrac{H + K}{P_h}$	$n_{推}$ 为旋转推出转数，r；H 为成形螺纹长度，mm；P_h 为螺纹导程，mm；K 为安全系数，一般取 3 ~ 5 mm
摆动推出		$\alpha_{推} = \alpha + \alpha k$	$\alpha_{推}$ 为摆动推出角度，(°)；α 为铸件旋转面夹角，(°)；α_k 为安全系数，一般取 3° ~ 5°

2）推出力的计算　当推出压铸件需要较大的推出力时，可按式（5.8-18）核算：

$$F_{推} = KF_{包} \quad (5.8\text{-}18)$$

式中，$F_{推}$ 为推出力，N，机动推出时，$F_{推}$ 为压铸机开型力，液压推出器推出时，为液压推出器的推出力；$F_{包}$ 为压铸件对压铸型成形零件的包紧力及压铸件与型腔壁的摩擦阻力，N；K 为安全系数，$K=1.2$。

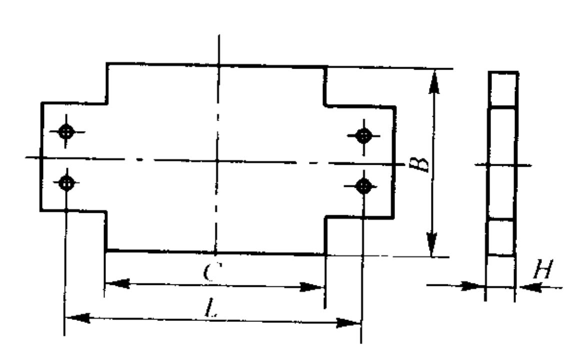


图 5.8-40　推板厚度计算图

3）推板的强度与刚度的计算　推板必须有足够的强度和刚度，推板的厚度计算式为（参见图 5.8-40）

$$H \geqslant \sqrt{\frac{FCK}{12.24B} \times 10^{-6}} \quad (5.8\text{-}19)$$

式中，H 为推板厚度，cm；F 为推板载荷，10 N；C 为推杆孔在推板上分布的最大跨距，cm；B 为推板宽度，cm；K 为系数，$K = L^3 - \frac{1}{2}CL + \frac{1}{g}C^3$，其中 L 为压铸机推杆跨距，mm。

5.9　复位机构

（1）复位机构

复位机构的组成见图 5.8-41。复位机构的动作过程见图 5.8-42。

（2）复位杆复位形式

复位形式及特点见表 5.8-100。

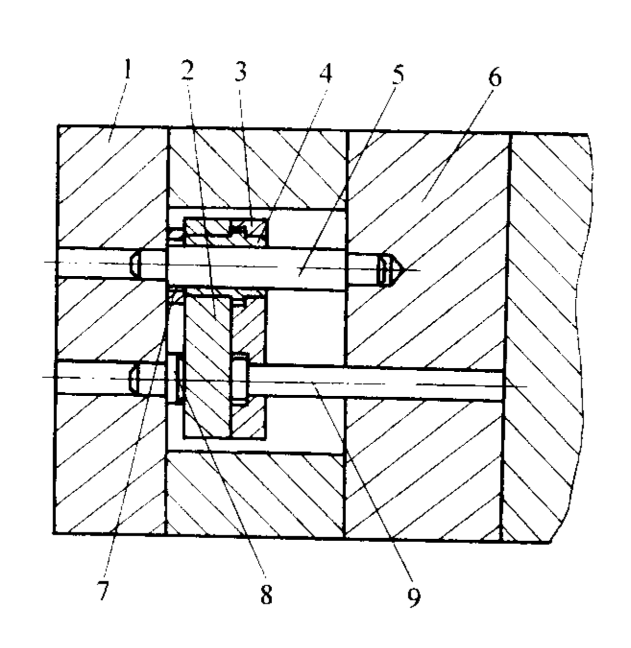
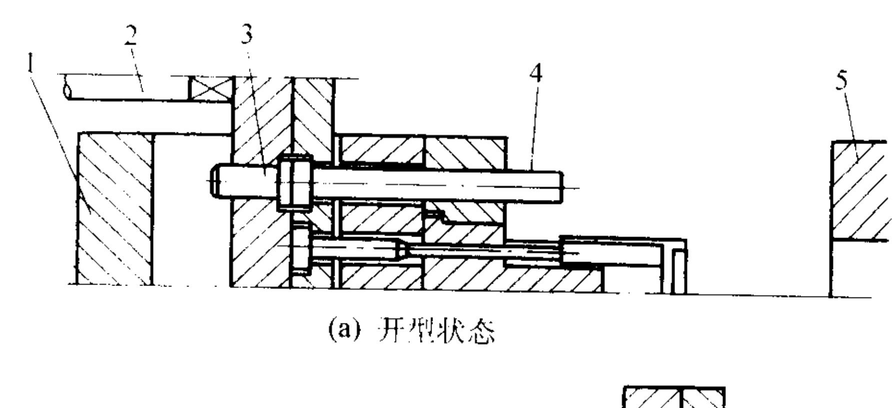
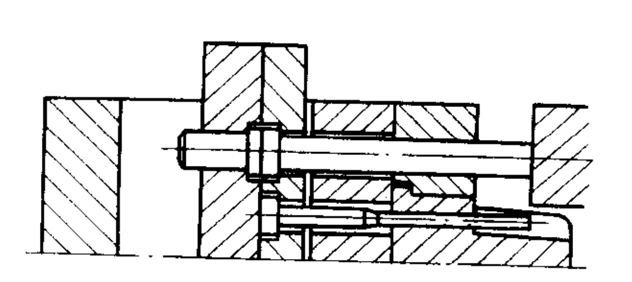


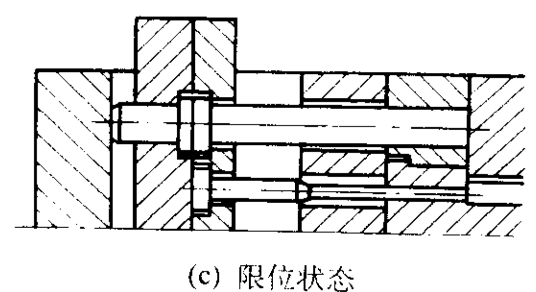
图 5.8-41　复位机构的组成
1—定型座板；2—推杆板；3—推杆固定板；4—导套；5—导柱；6—动型套板；7—复位杆；8—挡钉；9—推板垫圈



(a) 开型状态



(b) 合型状态



(c) 限位状态

图 5.8-42　复位机构的动作过程
1—动型座板；2—压铸机推杆；3—挡钉；4—复位杆；5—定型

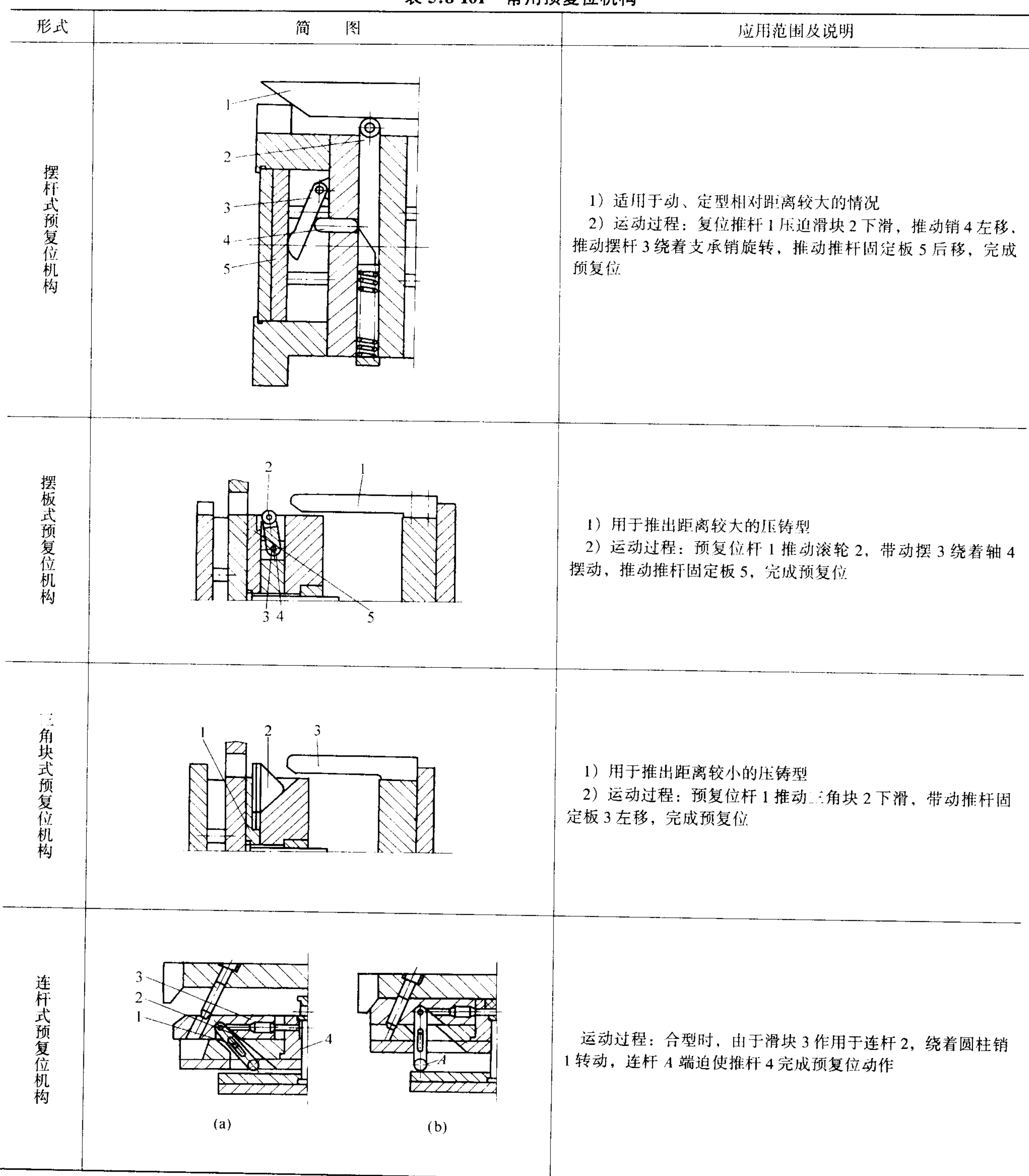
表 5.8-100　复位杆的复位形式及特点

复位形式	简图	特点	复位形式	简图	特点
设在压铸型内	复位杆　l>2d　0.5　0.5　动 定	安全可靠，复位精确高，应用广泛	设在推板两头	复位杆　动 定	螺纹联接，调节方便可靠，一般用于专用压铸型

(3) 预复位机构

预复位机构是指合型前或合型过程中，在动、定型闭合前，将推出元件准确地恢复到原来位置的装置。预复位机构在两种情况下应用。①推出压铸件后，推出元件所处的位置影响到嵌件的安放。②推出元件与活动型芯的运动路线相交，插芯动作受到干扰。在这两种情况下，必须采用预复位机构，常用的预复位机构见表 5.8-101。

表 5.8-101 常用预复位机构



形式	简　　图	应用范围及说明
摆杆式预复位机构		1）适用于动、定型相对距离较大的情况 2）运动过程：复位推杆 1 压迫滑块 2 下滑，推动销 4 左移，推动摆杆 3 绕着支承销旋转，推动推杆固定板 5 后移，完成预复位
摆板式预复位机构		1）用于推出距离较大的压铸型 2）运动过程：预复位杆 1 推动滚轮 2，带动摆 3 绕着轴 4 摆动，推动推杆固定板 5，完成预复位
三角块式预复位机构		1）用于推出距离较小的压铸型 2）运动过程：预复位杆 1 推动三角块 2 下滑，带动推杆固定板 3 左移，完成预复位
连杆式预复位机构	(a)　(b)	运动过程：合型时，由于滑块 3 作用于连杆 2，绕着圆柱销 1 转动，连杆 4 端迫使推杆 4 完成预复位动作

5.10 压铸型的冷却系统

(1) 压铸型的冷却方法

压铸型的冷却方法很多，但常用的方法只有两种。

1) 风冷　风冷是利用鼓风机或压缩空气，以压缩空气为普遍。特点是冷却速度慢，但是它除冷却外，还可以吹散涂料的挥发气体，减少铸件产生气孔。

2) 水冷　水冷是在压铸型设置冷却水通道，通过冷却水循环，冷却镶块型芯。特点是冷却效果好，但使压铸型结构复杂，增加制造费用和维修难度。

(2) 冷却系统的结构形式

冷却系统的结构形式见表 5.8-102。

表 5.8-102 冷却系统的结构形式

冷却部位	结构形式图例	冷却部位	结构形式图例
热室压铸机浇口套	管接头	镶块	
型芯		多件镶块	
分流锥		型体	

5.11 压铸型的技术要求

(1) 压铸型零件技术要求

1) 设计压铸型应优先按 GB 4678.1 ~ 4678.15 压铸型零件标准选用标准件。

2) 压铸型零件和浇注系统的零件，其材料和热处理硬度见表 5.8-103。

表 5.8-103 压铸型零件选材及热处理硬度

压铸型零件名称	压铸型材料		热处理 HRC	
	牌号	标准号	用于压铸锌合金、镁合金、铝合金	用于压铸铜合金
型芯、动、定型镶块、活动镶块、分流锥、推杆、浇口套、导流块	3Cr2W8V	GB/T 1299	45 ~ 50	38 ~ 42
	4Cr5MoV1Si	FB141	42 ~ 48	

3) 压铸锌、镁、铝合金的成形零件经淬火工艺处理后，成形面进行软氮化或氮化处理，氮化层深度为 0.08 ~ 0.15 mm，硬度≥600HV。

4) 压铸型零件工作面的粗糙度按 GB/T 1031—1995 的规定，见表 5.8-104。

表 5.8-104 压铸型零件工作表面的粗糙度

表面位置	压铸型零件名称	粗糙度
与合金液接触的工作面	成形零件、浇注系统、排溢系统	0.2
滑动配合面	推杆、斜销、滑块等	0.8
各零件之间的接触面	镶块、型芯浇口套、分流锥等	1.6
各零件的凸台接触面	镶块、推杆、型芯、复位杆、分流锥等	3.2
各零件之间其他接触面	非工作面、非配合表面及非接触表面	6.3

(2) 总装技术要求

总体装配的精度要求。

1) 压铸型分型面对定、动型座板安装平面的平行度见表5.8-105。

表 5.8-105 分型面对安装平面的平行度 mm

被测面最大直线长度	≤160	>160~250	>250~400	>400~630	>630~1 000	>1 000~1 600
公差值	0.06	0.08	0.10	0.12	0.16	0.20

2) 导柱、导套对定、动型座板安装平面的垂直度见表5.8-106。

表 5.8-106 导柱、导套对安装平面的垂直度 mm

导柱、导套有效长度	≤40	>40~63	>63~100	>100~160	>160~250
公差值	0.015	0.020	0.025	0.030	0.040

安装后，分型面应与定型、动型套板齐平；推杆、复位杆应与型面平齐；合型后分型面应紧密贴合；压型所有活动部分都应位置准确，运行平稳可靠。

(3) 压铸型验收条件

1) 按压铸型图样和技术条件进行外观和尺寸检查。

2) 试压，试压应按压铸工艺规程，试压件用材料与要求相符，并应符合国家标准或行业标准。

3) 试压用压铸机应符合技术要求，装压铸型后运转应灵活、平稳、准确和可靠。

4) 试压后供检验的压铸件，应是工艺参数稳定后的压铸件。经一定量的压铸件检验合格，压铸型才是合格。这一检验一般由制造压型方和订购方协商进行。

6 压铸工艺

在压铸生产中，压铸机、压铸合金和压铸型是三大要素，而压铸工艺是将三大要素进行有机组合和运用的过程。其中主要是研究压力、速度、温度、时间以及充填特性等工艺参数的相互作用与规律，科学地选择与控制各工艺参数，使之获得轮廓清晰、组织致密的压铸件。

6.1 压力

压铸压力是高压泵产生的，并借助蓄能器传递给压射活塞，通过压射冲头施力于压铸室内的合金液。在压铸中压力不是常数，一般用压射力和压射比压来表示。

(1) 压射力

压射力是压铸机的压射机构推动压射活塞运动的力。压射力的大小，取决于压射缸的截面积和工作液压力，可用下式计算

$$F_y = p_g \pi D^2/4 \quad (5.8\text{-}20)$$

式中，F_y 为压射力，N；p_g 为压射缸内的工作液压力，MPa；D 为压射缸的直径，mm。

对于有增压机构的压射压力为：

$$F_y = p_{gz}\frac{\pi D^2}{4} \quad (5.8\text{-}21)$$

式中，p_{gz} 为增压时、压射缸内的工作液压力，MPa。

压射力的变化与作用见图5.8-43和表5.8-107。

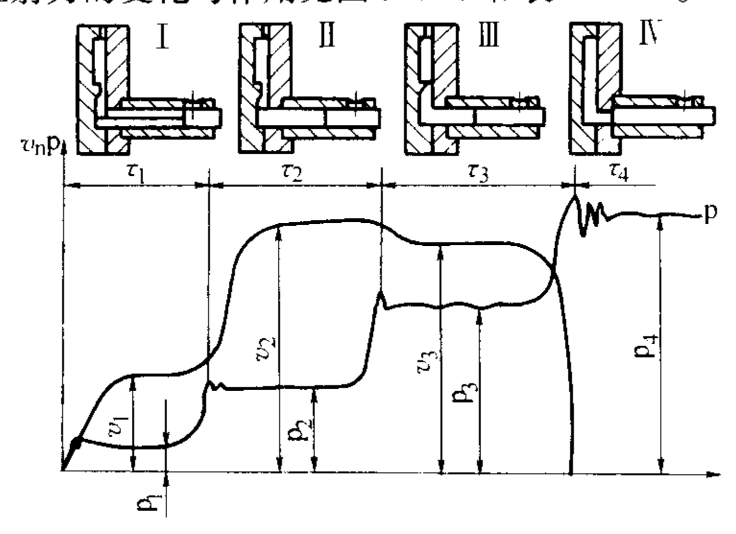


图 5.8-43 压铸不同阶段，压射冲头运动速度与压力变化

表 5.8-107 压射力的变化与作用

压射阶段	压射压力 p	压射冲头速度 v	压射过程要点	压力作用与说明
Ⅰ 第一阶段 τ_1	p_1	v_1	压射冲头以低速前进封住浇料口，推动合金液在压室内平稳上升，使压室空气慢慢排出	克服压室与压射冲头、液压缸与活塞之间的摩擦阻力，称为慢压射第一阶段
Ⅱ 第二阶段 τ_2	p_2	v_2	压射冲头较快前进，合金液被推至压室前端，堆积在内浇道前沿	由于内浇道处在整个浇注系统中阻力最大，压力 p_1 升高，足以可突破内浇道阻力，此阶段后期，由于内浇道阻力产生第一个压力峰，也称为慢压射第二阶段
Ⅲ 第三阶段 τ_3	p_3	v_3	按要求压射冲头应以最大速度前进，合金液充满整个型腔与排溢系统	合金液穿破内浇道阻力，充填型腔，压力升至 p_3，在此阶段结束前，由于水锤作用，压力升高，产生第二个压力峰，即快压射速度，称为第三阶段
Ⅳ 第四阶段 τ_4	p_4	v_4	压射冲头的运动基本停止，但稍有前进	此阶段为最后增压阶段，压铸机没有增压时，此压力为 p_3，有增压时，压力为 p_4，压力作用于正在凝固的合金液上，使之压实，消除或减少缩松，提高铸件密度

(2) 压射比压

比压是压室内合金液在单位面积上所受的压力。即压射力与压室截面积之比值，充填时的比压称为压射比压，增压时的比压称为增压比压。其计算式为

$$p_b = F_y/A_g = 4F_y/\pi d^2 \quad (5.8\text{-}22)$$

式中，p_b 为压射比压，MPa；F_y 为压射力，N；d 为压射冲头直径，mm；A_g 为压实冲头受压面积，mm^2。

压射比压的选择：选择比压要考虑的因素见表 5.8-108。各种压铸合金的计算比压见表 5.8-109，通常计算比压要高于实际比压，其压力损失折算系数 K，见表 5.8-110。

表 5.8-108　选择比压要考虑的主要因素

序号	因素	选择条件	说　明
1	压铸件结构特性	壁厚	1）薄壁件，选用高比压 2）厚壁件，增压比压要低
		几何形状复杂程度	1）形状复杂件，选用高比压 2）形状简单件，选用增压比压低
		工艺合理性	工艺合理性好，比压要低
2	压铸合金特性	结晶温度范围	1）结晶温度范围大，选用高比压 2）结晶温度范围小，选用增压比压低
		流动性	1）流动性好，选用较低比压 2）流动性差，压射比压要高
		密度	1）密度大，压射比压、增压比压均应高 2）密度小，压射比压、增压比压应选小
		比强度	1）要求比强度大，压射比压要高 2）要求比强度小，压射比压要低
3	浇注系统	浇道阻力	浇道阻力大，浇道长，转向多，在同样截面积下，内浇道厚度小产生的增压比压应选大些
		浇道散热速度	1）散热速度快，压射比压要选高 2）散热速度慢，压射比压要选小
4	排溢系统	排气道分布	排气道分布合理，压射比压、增压比压均选高
		排气道截面积	排气道截面积足够大，压射比压、增压比均选高
5	内浇道速度	要求内浇道速度高	压射比压要选大
6	温度	合金液与压铸型温差大小	1）温差大，压射比压要高 2）温差小，压射比压要低

表 5.8-109　各种压铸合金选用的计算压射比压 MPa

合金	铸件壁厚 <3 mm		铸件壁厚 >3 mm	
	结构简单	结构复杂	结构简单	结构复杂
锌合金	30	40	50	60
铝合金	35	45	45	60
铝镁合金	35	45	50	60
镁合金	40	50	60	70
铜合金	50	60	70	80

表 5.8-110　压力损失折算系数 K

条　件	K 值		
直浇道导入口截面积 A_1 与内浇道截面积 A_2 之比（A_1/A_2）	>1	=1	<1
立式冷压室压铸机	0.66～0.70	0.72～0.74	0.76～0.78
卧式冷压室压铸机	0.88	0.88	0.88

6.2　速度

压室内压射冲头推动合金液移动的速度，称为压射速度或压射冲头速度，以 m/s 表示。

在压射中，压射速度分为慢压射速度和快压射速度两个阶段（参见表 5.8-107）。

（1）慢压射速度

慢压射速度又分为两个阶段，第一阶段的作用是排出压射室内的空气，将合金液推至压室前端，封住浇料口。第二阶段，冲头继续前进，将合金液推至内浇道前沿。慢压射速度的确定，一般按压室内的充满度而定，见表 5.8-111。

表 5.8-111　慢压速度的选择

压室充满度/%	压射速度/cm·s⁻¹
≤30	30～60
30～60	20～30
>60	10～20

（2）快压射速度

快压射速度由表 5.8-112，先确定充填时间，然后按下式计算：

$$v_{yh}=4V/\pi d^2 t\times\left[1+(n-1)\times 0.1\right]\qquad(5.8\text{-}23)$$

式中，v_{yh} 为快压射速度，cm/s；V 为型腔容积，cm^3；n 为型腔数量；d 为压射冲头直径，cm；t 为充填时间，s。

此压射速度为获得最佳质量的最低速度，一般压铸件可提高 1.2 倍，对有较大镶嵌件或大压型压铸小铸件时可提高到 1.5～2 倍。

（3）内浇道速度

内浇道速度指合金液通过内浇道进入型腔的线速度，也称为充填速度。较高的内浇道速度即使采用较低的比压也能将合金液在凝固之前迅速充填型腔，获得轮廓清晰、表面光洁的铸件，并提高合金液的动压力。

内浇道速度过高时，合金液呈雾状充填型腔，易卷入空气形成气泡，或黏附型壁与后进入的合金液难以熔合而形成表面缺陷和氧化夹杂，加快压铸型的磨损。

1）内浇道速度的选择　一般采用内浇道速度见表 5.8-112。不同的内浇道速度对压铸件的力学性能有一定影响，如图 5.8-44 所示。

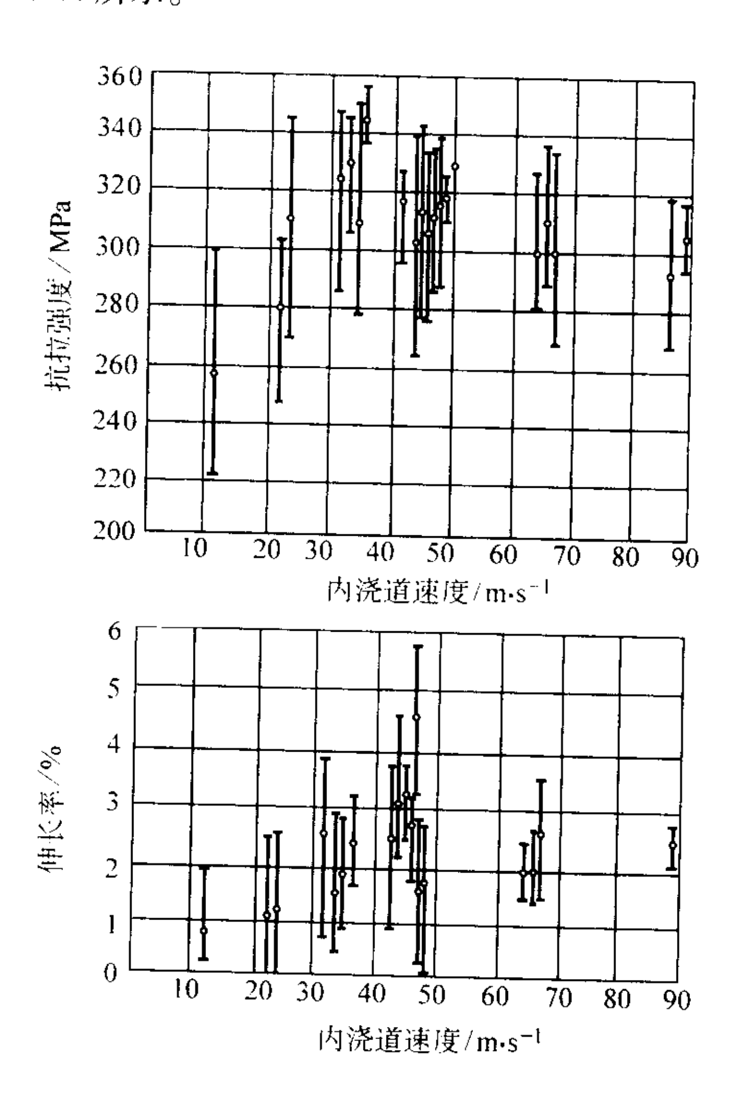


图 5.8-44　内浇道速度对压铸件力学性能的影响

表 5.8-112　推荐充填速度

铸件质量/g	充　填　速　度/cm·s^{-1}			
	锌合金	铝合金	镁合金	铜合金
< 500	20 ~ 40	30	40 ~ 75	30 ~ 40
500 ~ 1 000		40		
1 000 ~ 2 500		50		
> 2 500		60		

2）充填速度与压射速度和压力的关系　根据等流量连续流动原理，内浇道速度与压射速度有关。

在同一时间内合金液以压射速度流过压室的体积与以内浇道速度流过内浇道截面的体积相等，其计算式为

$$Av = A_n v_c$$

$$v_c = v\frac{A}{A_n} = \frac{\pi d^2 v}{4A_n} \tag{5.8-24}$$

式中，v_c 为充填速度，cm/s；v 为压射速度，cm/s；A 为压室面积，cm^2；A_n 为内浇道截面积，cm^2；d 为压射冲头直径，cm。

从式（5.8-24）可知，充填速度与压射冲头直径的平方和压射速度成正比，与内浇道截面积成反比。因此，可以通过改变上述三个因素调节充填速度。

依照水力学原理，压射比压与充填速度的关系可用下式表示：

$$v_c = \sqrt{2gp_b/\rho} \tag{5.8-25}$$

式中，v_c 为充填速度，cm/s；g 为重力加速度；p_b 为压射比压，MPa；ρ 为合金密度，g/cm^3。

由于液体合金为黏性液体，它流经浇注系统时，因流速或流向改变以及摩擦阻力而引起动能损失，故式（5.8-25）可改写成：

$$v_c = \mu\sqrt{2gp_b/\rho} \tag{5.8-26}$$

式中，μ 为阻力系数，其值可取 0.3 ~ 0.6。

6.3　温度

压铸中温度指合金液的浇注温度、压铸型的预热温度和连续工作的平衡温度。

（1）合金液的浇注温度

浇注温度是指合金液从压室进入型腔时合金液的平均温度。通常用保温炉的温度表示。浇注温度不宜过高，过高合金收缩大，易使压铸件产生裂纹或晶粒粗大，还可能造成粘型，过低又易产生冷隔、表面流纹和浇不到等缺陷。一般应高出合金液相线 20 ~ 30℃。确定浇注温度时应与压力、压铸型温度及充填速度综合考虑。压铸中常采用较低的浇注温度，这样可使铸件收缩小、不易产生裂纹，减少缩孔和缩松，不粘型使压铸型寿命提高。但对铝硅合金要注意含硅量高，在低温时硅会大量析出，以游离状态存在铸件中，使加工性能变坏。浇注温度对合金力学性能的影响见图 5.8-45 和图 5.8-46。各种合金的浇注温度的推荐值见表 5.8-113。

（2）压铸型温度

压铸型既是换热器又是蓄热器，在连续压铸中，每压一次，压型的温度就有一次升高与降低，不断循环，每次升与降对压铸型进行一次“热冲击”，若温度控制不当，过高或过低对压铸件质量的影响与合金浇注温度相类似，还会降低压铸型使用寿命以至影响正常生产。通常在连续生产过程中，压铸型吸收合金液的热量若大于向外散失的热量，压铸型温度就会升高，特别是压铸高熔点合金，压铸型升温更快，导致粘型或需冷却时间长；或推出铸件会变形；或合金组织粗大，降低力学性能，如图 5.8-47 和图 5.8-48 所示。

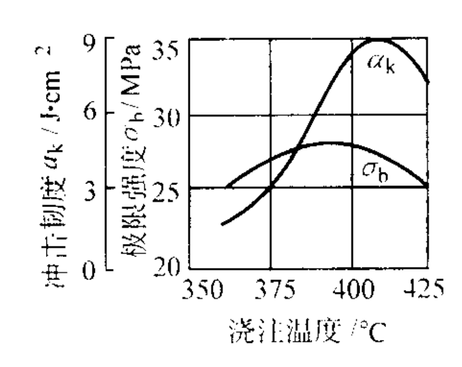


图 5.8-45　YX040.5 锌合金浇注温度对力学性能的影响

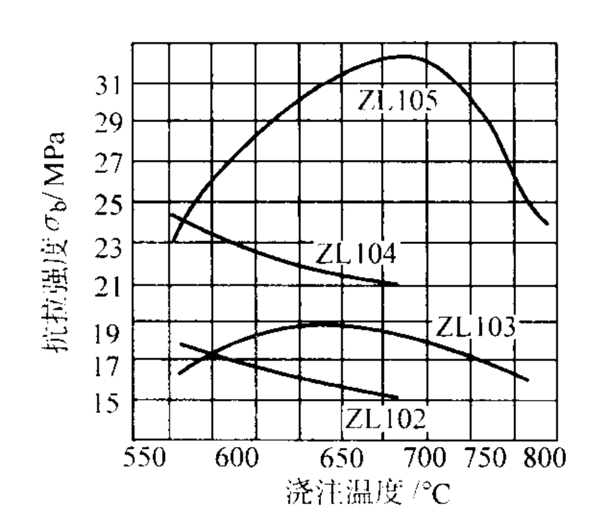


图 5.8-46　几种铝合金浇注温度对力学性能的影响

表 5.8-113　压铸合金浇注温度推荐值　℃

合　金		铸件壁厚　< mm		铸件壁厚　> 3 mm	
		结构简单	结构复杂	结构简单	结构复杂
锌合金	含铝的	420 ~ 440	430 ~ 460	410 ~ 430	420 ~ 440
	含铜的	520 ~ 540	530 ~ 550	510 ~ 530	520 ~ 540
铝合金	含硅的	610 ~ 630	640 ~ 680	590 ~ 630	610 ~ 630
	含铜的	620 ~ 650	640 ~ 700	600 ~ 640	620 ~ 650
	含镁的	640 ~ 660	660 ~ 700	620 ~ 660	640 ~ 670
镁合金		640 ~ 680	660 ~ 700	620 ~ 660	640 ~ 680
铜合金	普通黄铜	850 ~ 900	870 ~ 920	820 ~ 860	850 ~ 900
	硅黄铜	870 ~ 910	880 ~ 920	850 ~ 900	870 ~ 910

注：1. 浇注温度一般以保温炉合金液温度表示。
2. 锌合金温度不宜超过 450℃，否则会结晶粗大。

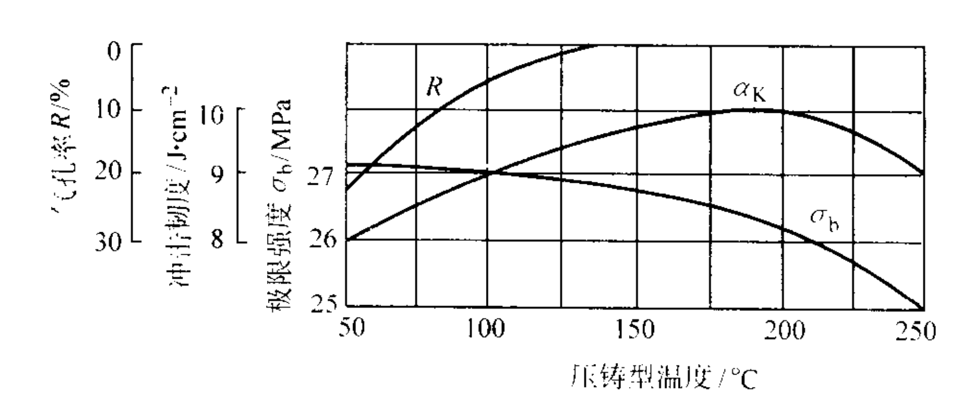


图 5.8-47　w（Al）= 4% 的锌合金铸件、力学性能及气孔率与压铸型温度的关系

压铸型温度通常分为预热温度和连续工作温度。为减小对压铸型的“热冲击”，在开始压铸前压铸型要预热。工作时，应保持热平衡。压铸型工作温度 t_m 和合金液浇注温度 t_j，可按下式计算：

$$t_m = \frac{1}{3}t_j \pm \Delta t \tag{5.8-27}$$

式中，Δt 为温度，一般取 25℃。

对薄壁复杂铸件取上限，对厚壁简单件取下限。不同压铸合金的压铸型的预热温度和连续工作温度见表5.8-114。

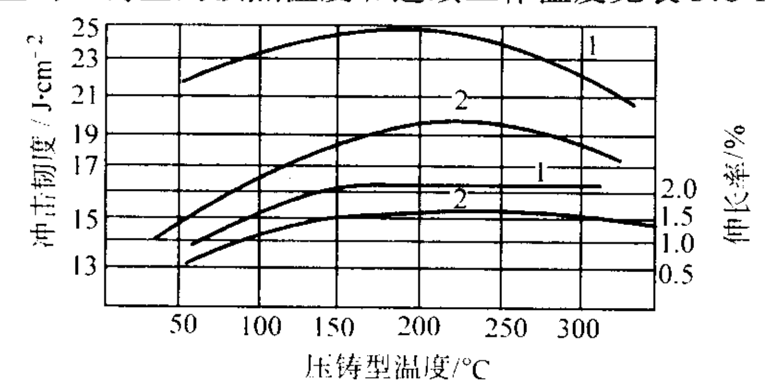


图5.8-48 铝、镁合金铸件力学性能与压铸型温度的关系

1—ZL105；2—ZM5

表5.8-114 不同压铸合金的压铸型预热温度及连续工作温度

合金	温度种类	壁厚 <3 mm		壁厚 <3 mm	
		结构简单	结构复杂	结构简单	结构复杂
铅锡合金	连续工作温度	85~95	90~100	80~90	85~100
锌合金	预热温度 连续工作保持温度	130~180 180~200	150~200 190~220	110~140 140~170	120~150 150~200
铝合金	预热温度 连续工作保持温度	150~180 160~240	200~230 250~280	120~150 150~180	150~180 180~200
铝镁合金	预热温度 连续工作保持温度	170~190 200~220	220~240 260~280	150~170 180~200	170~190 200~240
镁合金	预热温度 连续工作保持温度	150~180 180~240	200~230 250~280	120~150 150~180	150~180 180~220
铜合金	预热温度 连续工作保持温度	200~230 300~330	230~250 330~350	170~200 250~300	200~230 300~350

6.4 时间

在压铸中，充填时间、持压时间和留型时间，每个时间都不是孤立的，而与比压、充填速度、内浇道截面积等因素相互制约，密切相关。

(1) 充填时间

自合金液开始进入型腔到充满为止所需的时间称为充填时间。充填时间的长短取决于压铸件的体积大小和壁的厚薄与复杂程度。对壁厚大而简单的压铸件充填时间要长，反之充填时间则短。对一定体积的压铸件，充填时间与内浇道截面积和内浇道线速度成反比，因此，内浇道薄阻力大，会延长充填时间。充填时间对压铸件质量的影响见图5.8-49。充填时间的选择见表5.8-115。

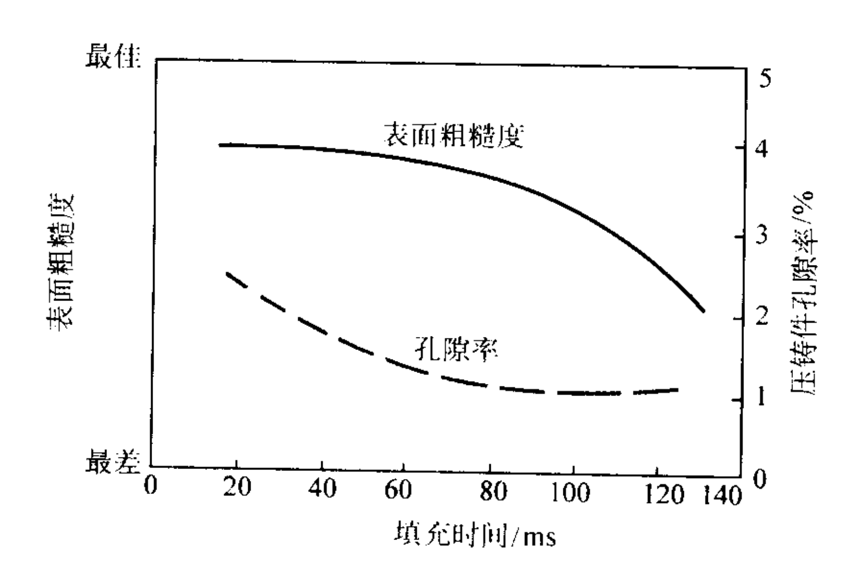


图5.8-49 充填时间对典型铝合金压铸件表面粗糙度及气隙率的影响

表5.8-115 铸件的平均壁厚与充填时间

铸件平均壁厚 δ	充填时间 t/s	铸件平均壁厚 δ/mm	充填时间 t/s
1	0.010~0.014	5.0	0.048~0.072
1.5	0.014~0.020	6.0	0.056~0.064
2.0	0.018~0.024	7.0	0.066~0.100
2.5	0.022~0.032	8.0	0.076~0.116
3	0.028~0.040	9.0	0.088~0.138
3.5	0.034~0.050	10.0	0.100~0.160
4.0	0.040~0.060		

(2) 增压时间

增压建压时间是指合金液充满型腔的瞬间开始至达到预定增压压力所需的时间。就压铸工艺分析，所需增压时间越短越好。增压建压时间应根据压铸合金的凝固时间决定，尤其是内浇道的凝固时间，增压建压时间必须小于内浇道凝固的时间，否则无法传递压力，理想的压铸机应满足压铸工艺的实时控制需要。

(3) 持压时间

合金液充满型腔到凝固之前，增压比压持续传递给铸件的时间，称为持压时间。持压时间的长短决定于压铸件的合金性质和厚度，对高熔点合金，结晶温度范围宽，而且壁厚的压铸件持压时间要长，反之短。持压时间不足易使铸件产生缩孔、缩松，若内浇道处的合金未完全凝固，撤了持压，由于压射冲头退回，未凝固的合金液可能被抽出，在内浇道近处出现孔洞。但持压时间不能太长，时间长会影响生产率。立式压铸机持压时间长，切除余料困难。一般持压时间可参考表5.8-116。

表5.8-116 常用持压时间 s

压铸合金	铸件壁厚≤2.5 mm	铸件壁厚2.5~6 mm
锌合金	1~2	3~7
铝合金	1~2	3~8
镁合金	1~2	3~8
铜合金	2~3	5~10

(4) 留型时间

从持压时间终了（内浇道凝固）到开型取铸件，所需时间为留型时间，这一时间的长短决定于铸件出型温度的高和低。若留型时间太短，铸件出型温度太高，可能强度低，推出时铸件易变形，铸件中存在的气体膨胀可能造成铸件表面鼓泡，但留型时间太长，温度太低，合金收缩大可能产生开裂，或抽芯，推出阻力大，也会降低生产率。一般留型时间越短越好，推荐留型时间见表5.8-117。

表5.8-117 推荐留型时间 s

压铸合金	壁厚<3 mm	壁厚3~4 mm	壁厚>5 mm
锌合金	5~10	7~12	20~25
铝合金	7~12	10~15	25~30
镁合金	7~12	10~15	15~25
铜合金	8~15	15~20	20~30

在压铸工艺中，压力、充填速度、温度和时间各参数之间不是孤立的，既相互制约又相互呼应，在实践中，应综合分析，合理选则或计算确定。

6.5 压铸涂料

在压铸中，为减少高温合金液对压铸型表面的"热冲击"，避免压铸件与型腔表面粘合，保护压铸型、改善压铸件表面质量、减少抽芯、推出元件的摩擦阻力、减少压室与压射冲头的阻力等，为此，要喷涂润滑材料或脱型剂等。这些材料统称为涂料。

(1) 涂料的基本性能

1) 热态润湿性　当液体涂料喷（刷）到较高温度的压铸型表面时，由于液体快速蒸发或剧烈沸腾，若热态润湿性好，涂料对压铸型接触面积大，从热固体向液体传热快，液体完全蒸发的时间就短，反之，热润湿性差，两者接触面就小，液体蒸发就慢。因此，热润湿是涂料的重要性能之一。

2) 均匀成膜性　涂料应能与一定温度的压铸型腔表面黏附，并均匀扩散，形成牢固的涂料膜层，使之隔离压铸合金液与压铸型直接接触，避免两者间的化学作用和粘型。

3) 抗冲刷性　在充型过程中，高温、高速、高压产生强烈的冲刷，涂料膜层不被破坏。

4) 残留物和发气性　残留物和发气量对压铸件影响很大，涂料要有较少的残留量和小的发气性。

(2) 涂料的基本要求

1) 挥发点低　在100～150℃时，稀释剂能快速挥发掉，不增加型腔内气体。

2) 无腐蚀性　对压铸件和压铸型不产生腐蚀作用。

3) 无毒害作用　不产生有害物质，无味，不污染环境。

4) 性能稳定　在空气中稀释剂不易挥发、不沉淀、不分解，保存期长。

5) 喷涂性好　喷刷过程中不堆积、易清理。

(3) 涂料的种类

涂料的种类很多，常常分为压铸涂料、分型剂、冲头润滑剂、清洗剂等等。目前涂料主要可以分为三大类：第一，油基涂料，第二，水基涂料，第三，树脂基（静电粉末）涂料。各种涂料由于采用的溶剂及有效成分不同，其热态润湿性、成膜性等差别，效果也不同。油基涂料的溶剂如矿物油、合成油等都具有很高的沸点和雷顿点，所以能满足要求；但铸件表面存在燃烧残迹或残留污物，严重时出现沟纹。

水基涂料的主要成分含硅有机物、蜡系材料等有较强的冷却能力，清洁无污染、残留物少，发气量少，无公害，使铸件表面质量得到改善。

树脂基的静电粉末型涂料，具有很好的极压润湿性和隔热性。因绝大部分树脂在与热态金属表面接触时，能很好地润湿并具有好的铺展性，是一种较理想的涂料。

(4) 涂料的配制与使用

目前大部分涂料都由专业工厂配制生产，一般不自己配制。常用的涂料推荐在表5.8-118中。

表5.8-118　推荐压铸用涂料及应用范围

序号	型号或代号	种类与特征	稀释比与配比	应用范围	说明
1	W-13型	水基：白色，pH=7～9，密度：0.9～1.0 g/cm³，无异味	1:50～100	中小型铝合金铸件	在温度不高于45℃、通风处保存，存期6个月
	W-14型			锌合金压铸件	
	W-15型			中大型铝合金铸件	
2	YT-P	水基：乳白色	1:10～80	型腔与浇注系统	喷涂
3	GLY-1	水基：乳白色	1:10～20	铝合金压铸件	
4	15号	水基：乳白色	1:100	铝合金压铸件	
5	O-型	油基：银灰色，密度0.9～1.2 g/cm³，成膜温度80～350℃	使用原液	铝合金，尤其是在点浇上用，效果好	刷涂
6	H-型	油基：褐色，密度0.9～1.0 g/cm³，无异味	用原液，不允许加水或油	冲头和压射室	保存温度不高于45℃
7	K-1型	油基：黑褐色，膏状，不溶水	原膏	用于铝合金局部粘型处	用量少，效果好
8	胶体石墨	水基和油基两种，液体	原体	主要用于铝合金型腔、压室、浇注系统	喷涂，刷涂
9	蜂蜡		将蜂蜡熔化后制成条形使用	各种压铸合金、型腔、浇注系统	涂刷后用压缩空气吹匀
10	机油石墨	油基：黑褐色，液体	w（全损耗系统用）=机油95%，w（石墨）=5%，将石墨粉加入全损耗系统用油搅拌均匀	冲头和各种活动部分	涂刷
11	GR316	混合型：乳白色，液体	水、硅酮类加合成油	小中型压铸件	喷涂
12	PL800	混合型：琥珀色，液体，混合油	不稀释	冲头、压室尤其大直径压室	滴涂或注入

7 特种压铸工艺

7.1 真空压铸

真空压铸是先将压铸型型腔内空气抽出，形成真空，然后再压入合金液的压铸工艺方法。

(1) 真空压铸特点

1) 真空压铸可消除和减少压铸件内的气孔，提高压铸件的力学性能和表面质量，改善涂覆性，铸件在高温不起泡，可以进行热处理。

2) 减少压铸型型腔的阻力（反压力），可使用较低的比压，并能压铸性能较差的合金。可利用小机器压铸较大或较薄壁铸件，铸件留型时间可以缩短，进而提高生产率。

3) 真空压铸密封结构复杂，制造与安装较困难，成本高，控制不当，效果不明显。

4) 目前已经出现了真空压铸机，会克服上述不足。

(2) 真空压铸装置及抽真空方法

真空压铸必须在极短的时间内达到所要求的真空度，要设计好预真空系统如图 5.8-50 所示。根据压铸型腔容积，确定真空罐的容积和足够大的真空泵。真空压铸密封方法很多，常用的有两种。

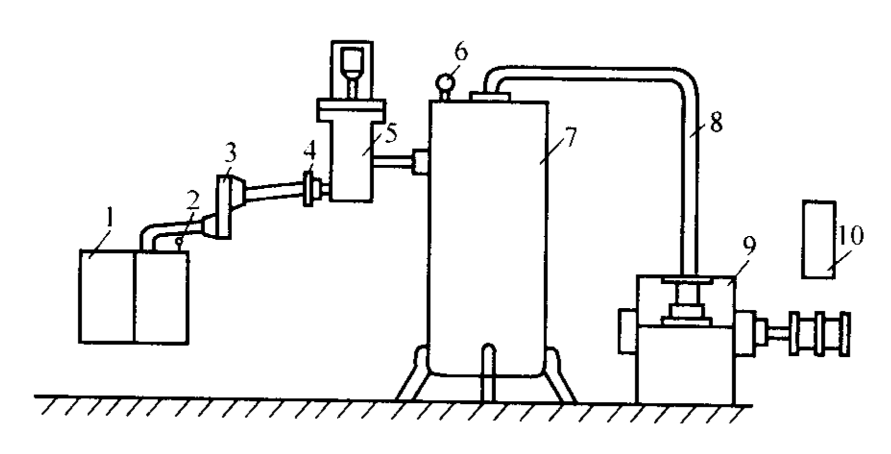


图 5.8-50 真空系统示意图
1—压铸型；2—真空表；3—过滤器；4—接头；5—真空阀；6—电真空表；7—真空罐；8—真空管道；9—真空泵；10—电动机

1) 利用真空罩封闭压铸型（见图 5.8-51）。在合型时将整个压铸型封闭，待合金液浇入压室后，压射冲头将压室密封，打开真空阀抽出真空罩内空气，再进行压铸。真空罩有通用型和专用型两种，通用真空罩适用于厚度不同的压铸型，专用真空罩则只适用于某种压铸型，并每次抽出的空气量较大，但不适用有液压抽芯器的压铸型。

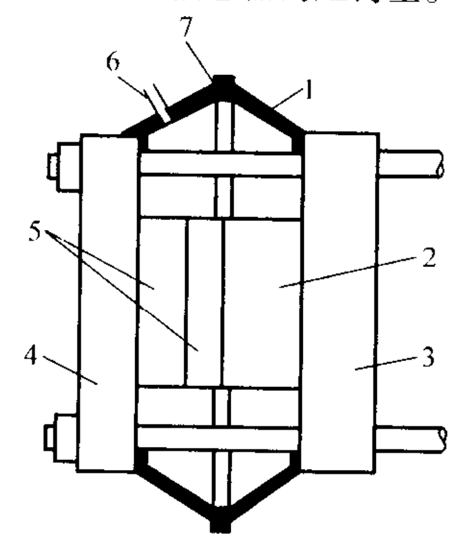


图 5.8-51 真空罩安装示意图
1—真空罩；2—动型座；3—动型安装板；4—定型安装板；5—压铸型；6—抽气孔；7—弹簧垫衬

2) 借助分型面抽真空（见图 5.8-52）。该装置抽真空阀门有两部分，分别镶在动型和定型上，开合与压铸型同步。当压射冲头推进到封闭浇料口时，抽气启动开关被打开，对压铸型腔及压射室进行连续不断地抽气，直到被充填的合金液流经压铸型最后充填的部位并流入抽气阀门时，阀门自动关闭，抽气过程结束。

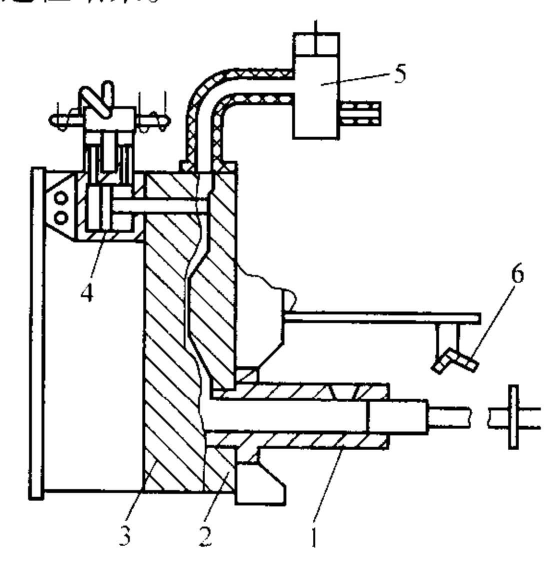


图 5.8-52 由分型面抽真空的示意图
1—压室；2—定型；3—动型；4—液压缸；5—真空阀；6—行程开关

7.2 定向、抽气、加氧压铸

定向、抽气、加氧压铸的实质是一种真空压铸与加氧压铸相结合的工艺。

1) 特点 消除或减少气孔，提高铸件力学性能，伸长率可提高 1.5 ~ 2 倍，铸件可以进行热处理，热处理后强度可提高 30%，屈服强度提高 100%，冲击值也有显著提高。压铸件可在 200 ~ 300℃ 的环境中工作。结构简单，投资少，操作方便。

2) 工艺过程 当合型之后，在合金液充填铸型之前，先将气体沿合金液充填的方向，以超过充填的速度抽出，使合金液顺利地充填。对有深凹或死角复杂的铸件，在抽气的同时加氧，以达到更好的效果。其装置如图 5.8-53 所示。

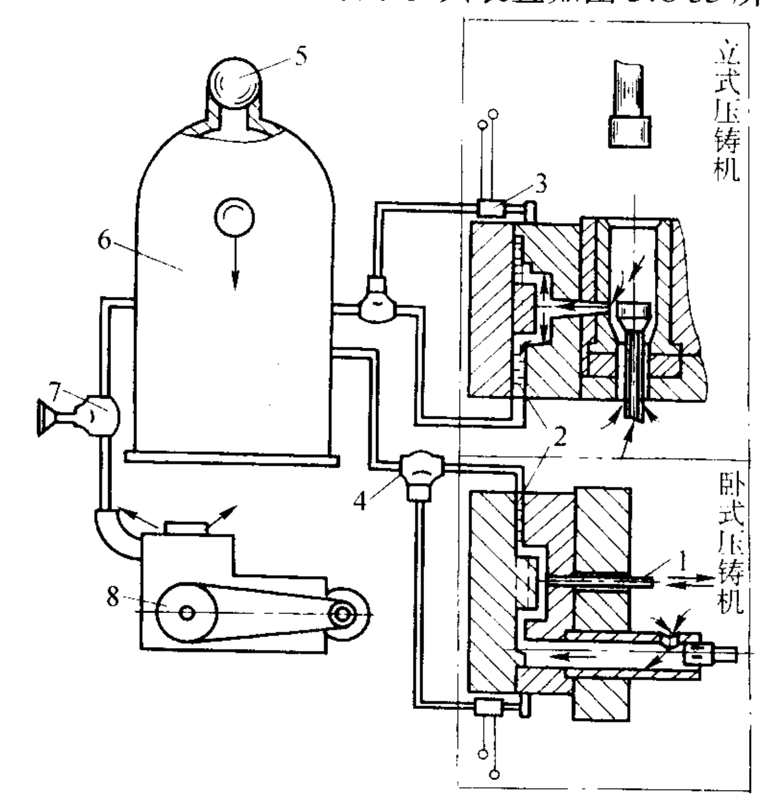


图 5.8-53 定向、抽气、加氧压铸装置
1—充氧管；2—抽气机构；3—行程开关；4—电磁阀；5—安全装置；6—真空罐；7—总阀；8—真空泵

7.3 精、速、密压铸

(1) 精、速、密压铸工艺

精、速、密压铸是精确、快速及密实的压铸工艺方法的简称。它是采用两个套在一起的内外压射冲头，所以又称为双冲头压铸法。在压铸开始时，两个冲头同时前进，当充填

完毕，型腔达到一定压力后，限时开关启动，内压射冲头继续前进，推动压室内的合金液补充压实铸件。其作用原理如图 5.8-54 所示。

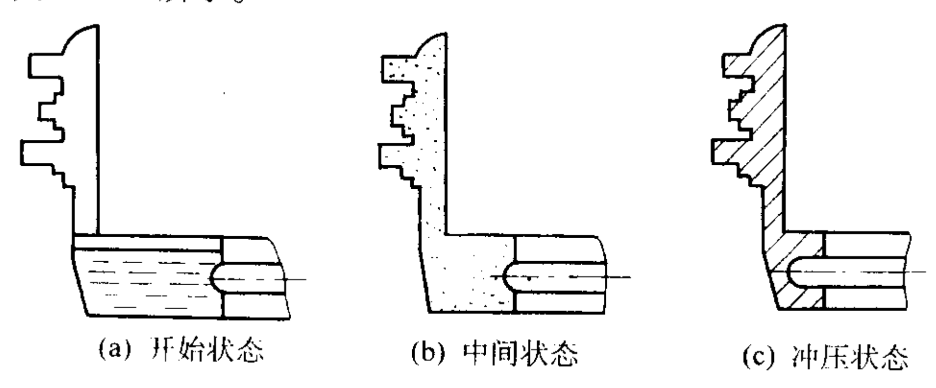


图 5.8-54　精速密压铸原理示意图

(2) 特点

1) 厚大的内浇道　一般为 3～8 mm，以便内压射冲头前进时，更好地传递压力，压实铸件。

2) 低的充填速度　一般为 4～6 m/s，对壁厚不均，或壁厚的压铸件各部分强度分布均匀，可提高强度 20%，密度可提高 3%～5%，废品率低。

3) 由于内浇道较厚，需专用设备切除。

4) 要控制铸件顺序凝固，使合金液在压型内由远及近地向内浇道方向顺序凝固，从而使压射冲头更好地起到压实作用。同理，在铸件的壁厚处，也可在压铸型上开设补充压射冲头，对铸件进行补充压实，其结构如图 5.8-55 所示。

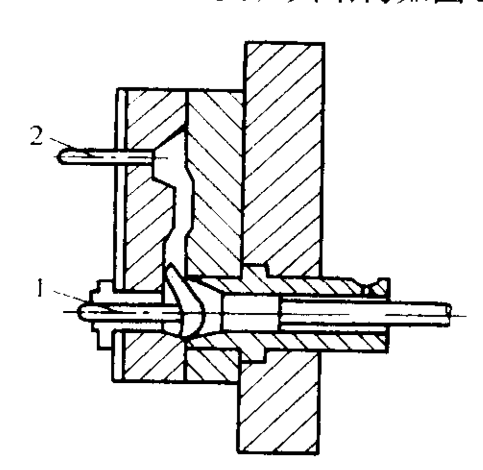


图 5.8-55　补充压射冲头示意图
1—补充压射冲头；2—推杆

8　压铸生产

8.1　压铸型加热

(1) 煤气加热

1) 煤气加热特点　装置结构简单，可随压铸型形状制作相应形状，灵活、方便、适用，火力均匀，成本低廉，效果好。

2) 煤气加热几种装置结构　如图 5.8-56 和图 5.8-57 所示。

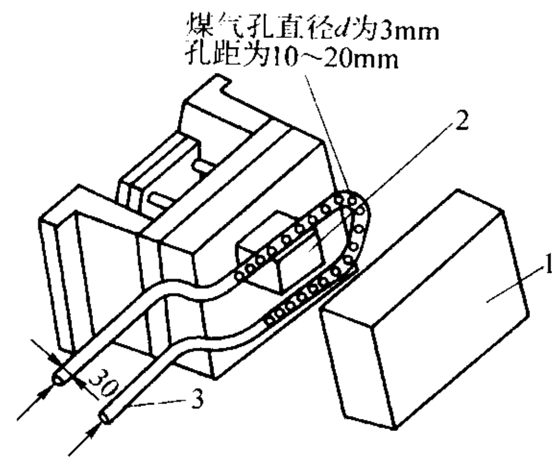


图 5.8-56　煤气加热
1—定型；2—型芯；3—加热器

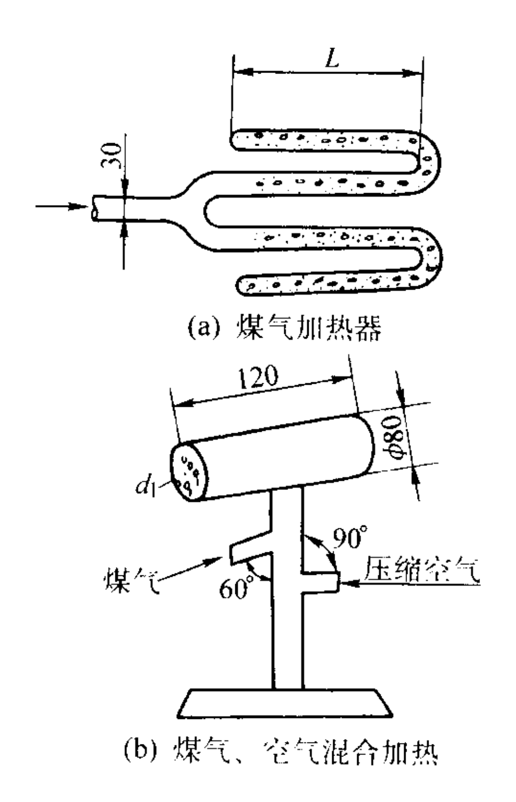


图 5.8-57　煤气加热器
L—根据压铸型大小而定；d_1—孔径 2 mm

(2) 电加热器加热

1) 感应加热特点　洁净，加热均匀，使用方便，操作安全，但耗电量大，成本高。其装置如图 5.8-58 所示。

2) 电阻加热器（其结构见图 5.8-59）。

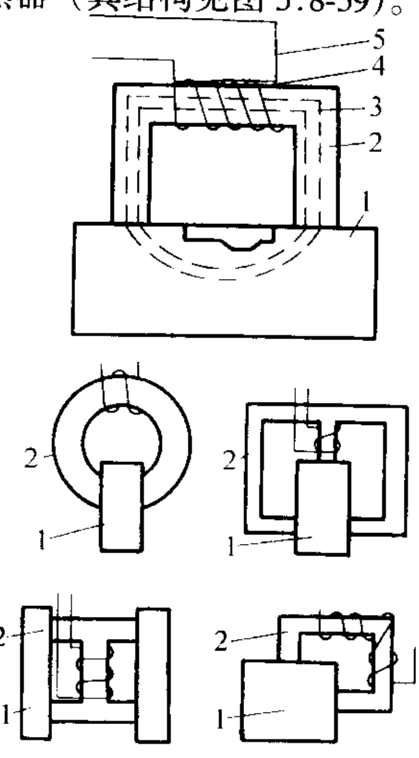


图 5.8-58　感应加热器
1—压铸型；2—轭铁；3—磁通；4—隔热层；5—线圈

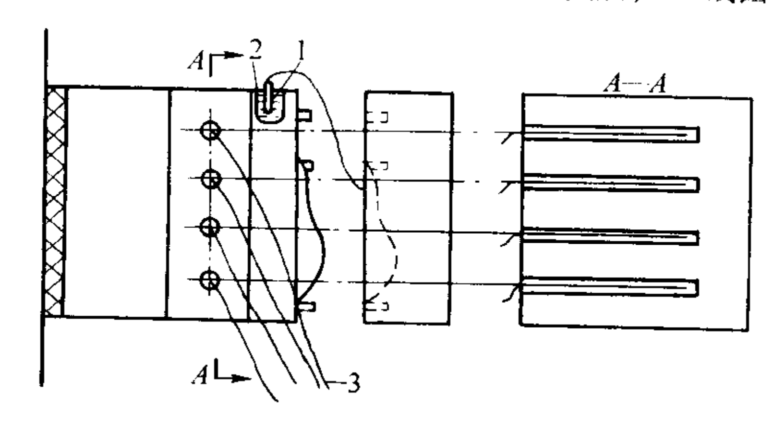


图 5.8-59　电阻加热器
1—液压缸；2—温度计；3—加热丝

8.2　合金液的输送及浇注工具

(1) 合金液的输送

合金液的输送在压铸中一般分两部分：①从熔化炉输送到保温炉。②由保温炉浇注到压射室。前者多用中间包输送，比较大型压铸厂，采用桥式起重机吊运转包，或用叉车转运中间包，当然一些小压铸厂仍然采用人工抬包运送合金

液，并用人工舀合金液浇注到压射室。自动化较好的工厂可以利用管道输送合金液，较大型压铸机，一般用机械手浇注。

(2) 自动轨道式输送

采用集中熔化铝合金或锌合金的熔化炉，处理好的合金液，通过单轨和各压铸机的保温炉相连接，当某台保温炉合金液降到一定高度时，其液面探测器便发出信号给集中熔化炉的控制系统。这时自动转包便从熔化炉取出合金液，向发出信号的保温炉输送。自动轨道式输送示意图如图5.8-60所示。

(3) 合金液槽式输送

合金液槽式输送形式见图5.8-61。铝合金或锌合金在集中熔化炉1熔化后流入前炉2，进行镇静、调温。液面高度控制炉4用来保证各台保温炉始终保持一定量的合金液，缓冲炉3起调节作用，使流槽5内合金液的供给充足平稳。

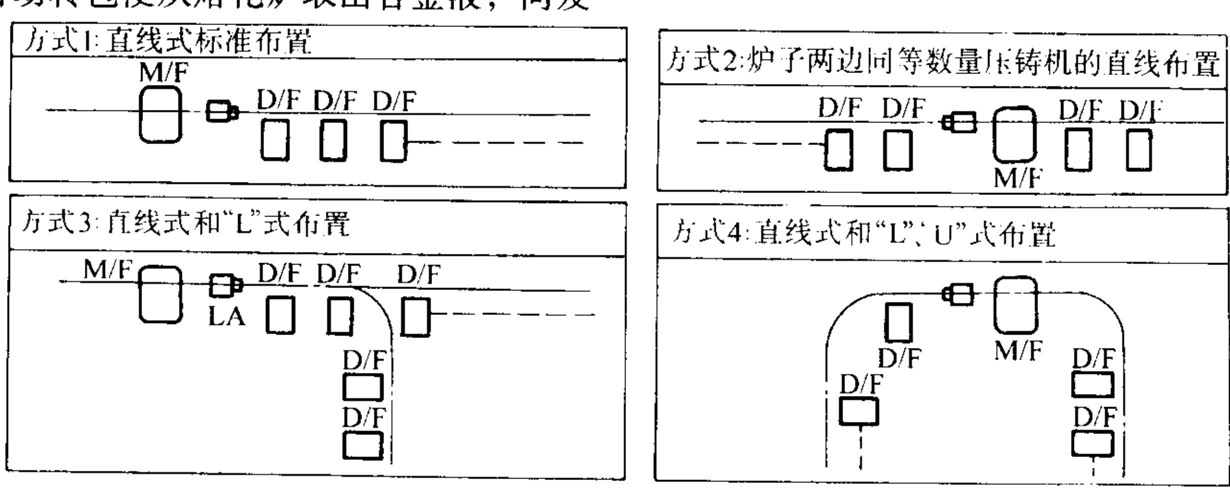


图5.8-60 自动轨道式输送合金液方式示意图
M/F—集中熔化炉；D/F—压铸机保温炉；LA—转送包

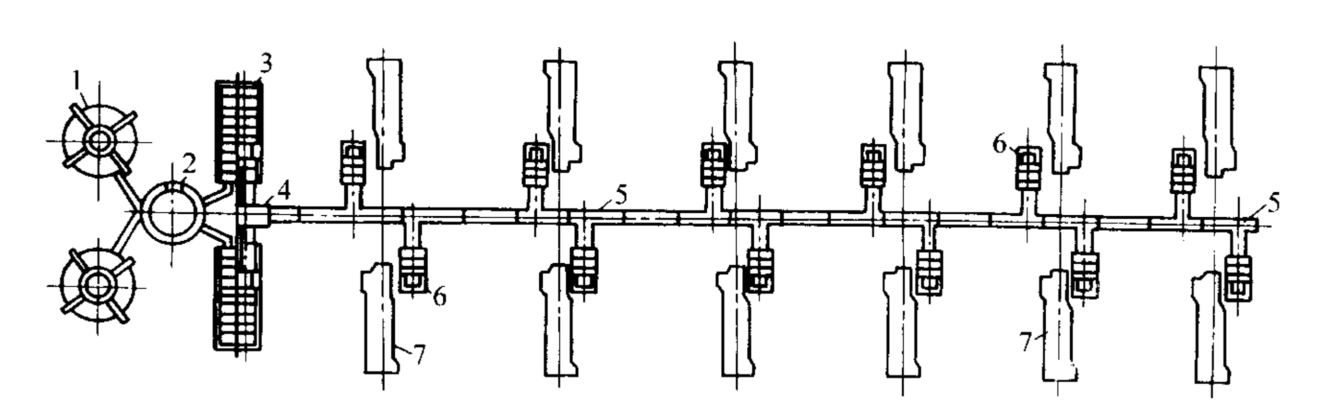


图5.8-61 合金液槽式输送示意图
1—集中熔化炉；2—前炉；3—缓冲炉；4—液面高度控制炉；
5—流槽；6—保温炉；7—压铸机

槽式输送合金液适用于大规模生产的压铸厂，尤其是生产锌合金的压铸厂，其特点如下。

1) 合金液质量高，氧化物含量少，溶剂残渣和耐火材料碎片等杂质不易混入，不易产生化学成分偏析，合金液温度稳定。

2) 改善了工作环境，避免高温作业所产生的不利影响，无灰尘，不会产生飞溅，降低了劳动强度。

3) 生产成本低，耗能少。

(4) 压铸镁合金的输送

镁合金压铸与其他合金不同，因为镁合金液极易氧化，易燃烧，易凝固。为防止氧化，镁合金熔化炉要保护气体覆盖表面，使之不与空气接触，保护气体一般为 SO_2 或 SF_6，并且保护气体混合装置要控制准确的混合成分给镁合金液表面，要均匀、覆盖性好。过量的保护性气体会加速坩埚腐蚀，也使用量增加，保护气体用量不足，则液面产生氧化。保护气体的比例与用量必须监测。熔化后的镁合金液，最好封闭式输送给保温定量炉，再由保温炉的定量泵通过管道直接送入压室。冷室压铸机压铸镁合金的输送过程如图5.8-62所示。

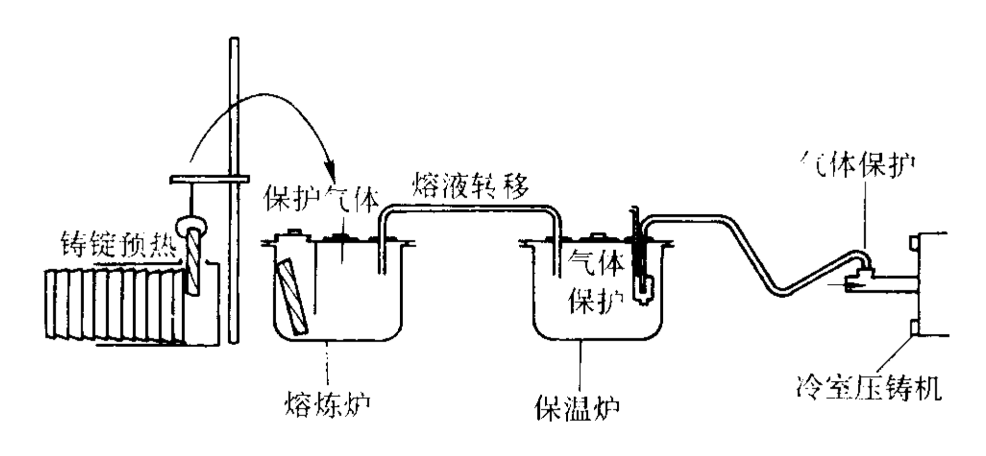


图5.8-62 冷室压铸机压铸镁合金的输送

8.3 浇注

(1) 机械化浇注机构

机械化浇注方法很多，其特点见表5.8-119。

在压铸中应用较多的有回转式自动浇注、直线往复式浇注和气动式自动浇注。

1) 回转式自动浇注 如图5.8-63所示。其工作程序如下。

① 舀料 双活塞液缸4经链条链轮驱动摇臂3顺时针转动，长柄勺伸入保温炉的合金液内，完成舀料动作。

② 浇注 液缸4另一端进油，摇臂3反转，由于链轮1和5齿数不同，浇勺（转轴与链轮1固定）在跟随摇臂3转动的同时，不断变化与水平面的角度，直到准备浇注的位置，液缸4使摇臂3停止。浇注后液缸7通过曲柄连杆6使链轮5转动，于是链轮1和浇勺便顺时针转回到保温炉上方，同时液缸7也使浇勺复位。

2) 气动式浇注机构 它是将压缩空气送入保温炉的气室内，加压于合金液面上，被压的合金液通过供料管浇入压射室内，如图5.8-64所示。这一装置的保温炉为双室，保温室Ⅰ和保温室Ⅱ通过节流孔相互连通。当压缩空气从保温炉Ⅰ的上部送进时，合金液通过节流孔挤至Ⅱ室，但由于供料管处阻力小，因此，合金液由此注入压射室。

表 5.8-119 机械化浇注特点

序号	浇料方式	特 点
1	直线往复式浇注	定量准确，工作可靠灵活，但易搅动合金液，要常更换浇包
2	回转式浇注	定量比较准确，工作灵活可靠，对合金液搅动大，易产生氧化，常更换浇包
3	减压式自动浇注	供料快，生产率高，加热管要经常换
4	气动式自动浇注	无搅动，合金液洁净，不易产生夹杂，每供一次料，炉内液面高度就变化一次，因此，液面要不断调节

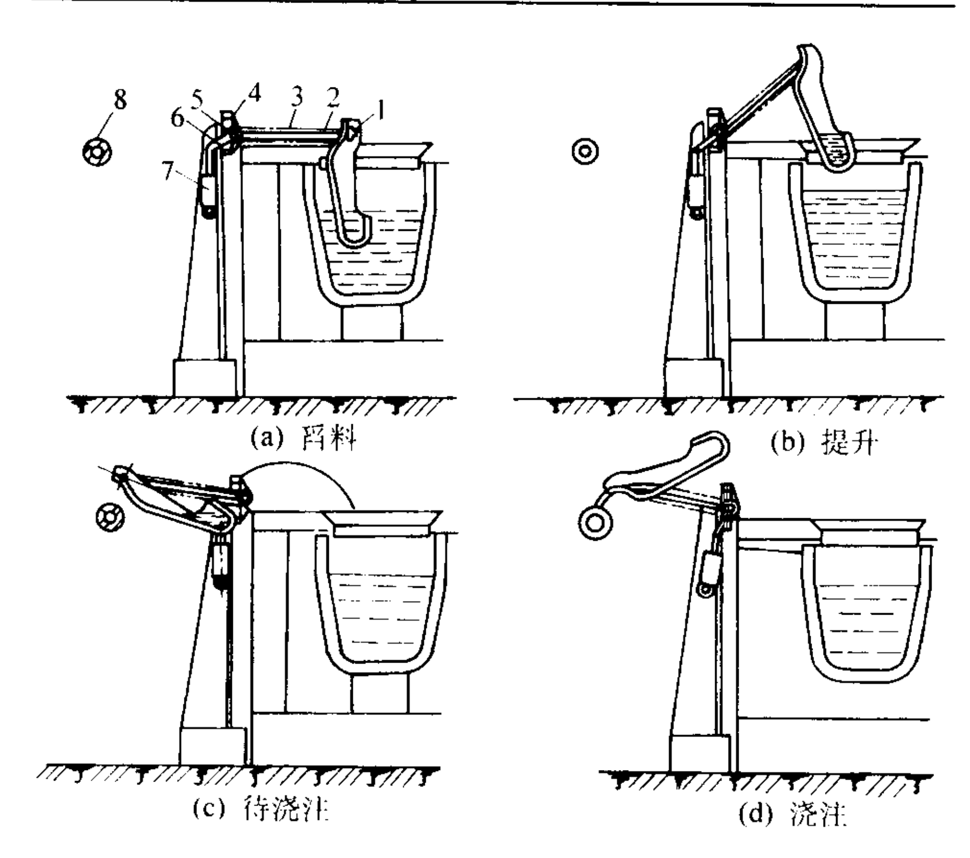


图 5.8-63 回转式浇注机构
1、5—链轮；2—链条；3—摇臂；4、7—液压缸；6—连杆；8—压室

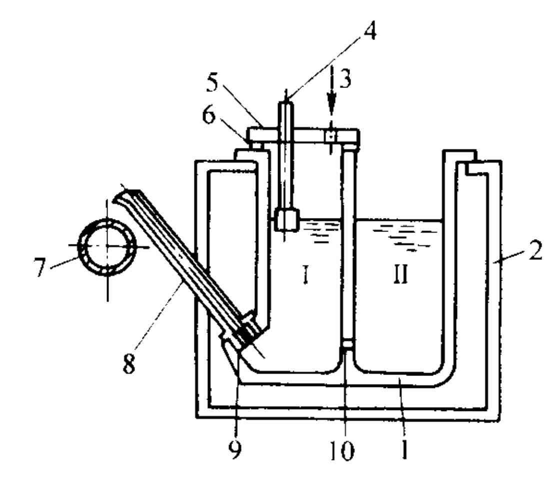


图 5.8-64 气压式自动浇注机构
1—坩埚；2—炉体；3—空气进入口；
4—液面指示器；5—盖板；6—密封圈；7—压射室；
8—送料管；9—喷嘴；10—节流孔

(2) 手工浇注

在小型压铸厂仍然是手工浇注，浇勺的规格见表 5.8-120。

8.4 自动取件与喷涂

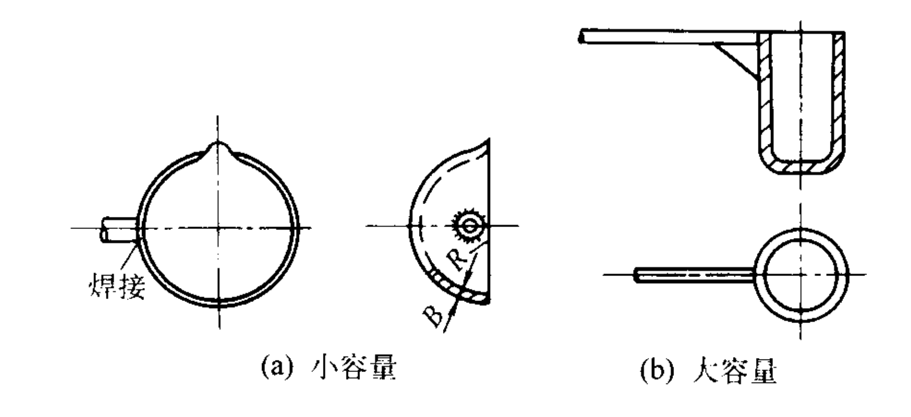
(1) 自动取件

在较大型压铸机生产，常采用机械手自动取出铸件，见图 5.8-65。

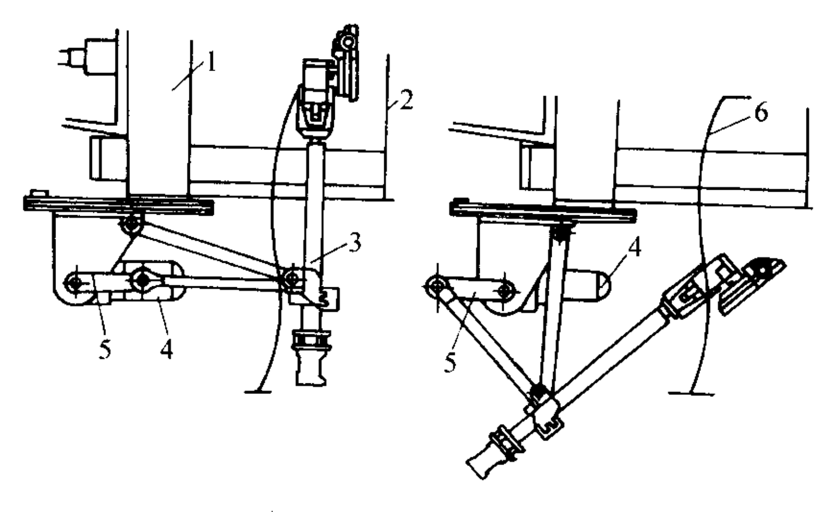
(2) 自动喷涂

涂料的喷涂是压铸工艺的重要环节，喷涂的方法很多，如手动涂料喷枪喷涂、固定式喷涂、往复式喷涂和静电喷涂等，其特点及应用范围见表 5.8-121。

表 5.8-120 浇勺的规格



规格/mm		容 量/kg		
R	B	锌合金	铝合金	铜合金
30	2	0.50	0.10	0.50
40	3	1.00	0.30	1.00
45	3	1.50	0.50	1.50
50	3	2.00	0.60	2.00
60	3	3.00	0.70	3.00
70	4	5.00	1.00	6.00
80	4	6.00	2.00	9.00
90	4	10.00	3.00	12.00
100	4	12.00	5.00	15.00



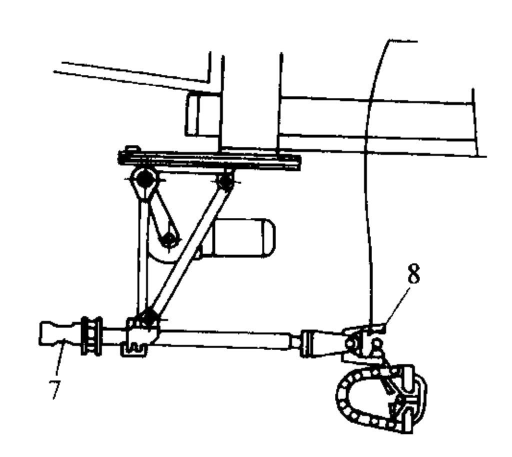


图 5.8-65 自动取件机械手
1—动型；2—定型；3—转臂；4—电动机；5—连杆；
6—运动轨迹；7—回转电动机；8—夹钳

表 5.8-121　自动喷涂种类及特点

种类	特　点	应用范围	动力源
固定式	固定在动型或定型上，可调节喷涂时间和喷涂量，但涂料覆盖压铸型面积有限	小型压铸机简单压铸件	压缩空气
往复式	在喷头上装有多个喷嘴垂直或水平运动，喷嘴可调、灵活方便	大中型压铸机，各种压铸件均可	压缩空气
静电式	喷枪上装有温度传感器，可按压型温度调节喷涂时间，即压型温度高，喷涂时间长；反之喷涂时间短，涂料层均匀，但价格高	各种压铸机均可用，但压铸型要实现温度测量和控制的条件	压缩空气

8.5　压铸件后处理

（1）压铸件的清理

对大批量生产的压铸件多采用机械清理，生产率高；而对一些小批量生产的压铸件仍采用手工清理的方法，劳动强度大，生产率低。

1）冲床清理　所谓冲床清理是指利用与铸件外形相似的，装在压力机上的冲压模具，冲去浇道、溢流槽、飞边或毛刺等，生产率高，劳动强度小，适合大批量生产。

2）锯床清理　对内浇道较厚的浇注系统，或中心浇口等利用锯床切除，也可利用车床、铣床切除。

3）滚筒清理　对形状简单批量又大而且小的压铸件，一般采用滚筒清理，在装压铸件同时装入各种形状的磨料，湿磨或干磨，滚筒转数 10～20 r/min。

4）螺旋振动研磨机　其装置如图 5.8-66 所示，该机采用螺旋流、三元振动的加工原理。适用于大批量、中等尺寸与零件表面光整。在光整过程中不破坏零件的原有形状和尺寸精度。

5）砂轮、砂带清理　用油或油水混合物润滑，主要打磨浇道、毛刺。效率高，但工作条件较差。

（2）压铸件整形

整形是对变形的压铸件进行校正，称为整形。形状复杂的大型、薄壁的压铸件，由于热应力的作用，或在推出、搬运过程中受力不均，产生了变形，要进行校正。校正分为热校正和冷校正两种。

热校正是压铸件被推出后，借助余热直接将铸件放在专用的工具、模具上进行压力校正。冷校正是变形的铸件加热到退火温度，然后放在专用工具上进行校正。对校正后的铸件要进行退火或时效处理，消除内应力，稳定尺寸。

（3）修补

对大型复杂的压铸件产生了缺陷，在技术条件允许的情况下，可进行修补。修补的方法一般是采用与压铸件相同材料的焊条进行焊补，或者镶嵌同样材料的镶块，但必须达到要求的形状和尺寸。

（4）压铸件浸渗处理

压铸件内部存在缩孔、疏松和气孔等孔洞性缺陷。为了消除这些缺陷，提高气密性，常常压入密封剂（浸渗剂）堵住孔洞，这种处理方法称为浸渗处理。

浸渗装置原理见图 5.8-67。其工艺过程：压铸件去油污、涂料，清洗干净并烘干，装入浸渗密封罐。抽真空，使真空度高于 80 kPa，然后吸入已预热 50～70℃的密封剂。当密封剂完全浸泡压铸件之后，关闭阀门，加压到 0.5～1.0 MPa，保持 10～15 min 卸压。放出密封剂，取出压铸件，清洗干净，再经 8～12 h 干燥处理，即完成浸渗工艺过程。常用浸渗剂为碳酸钠、聚酯树脂和厌氧密封剂等。

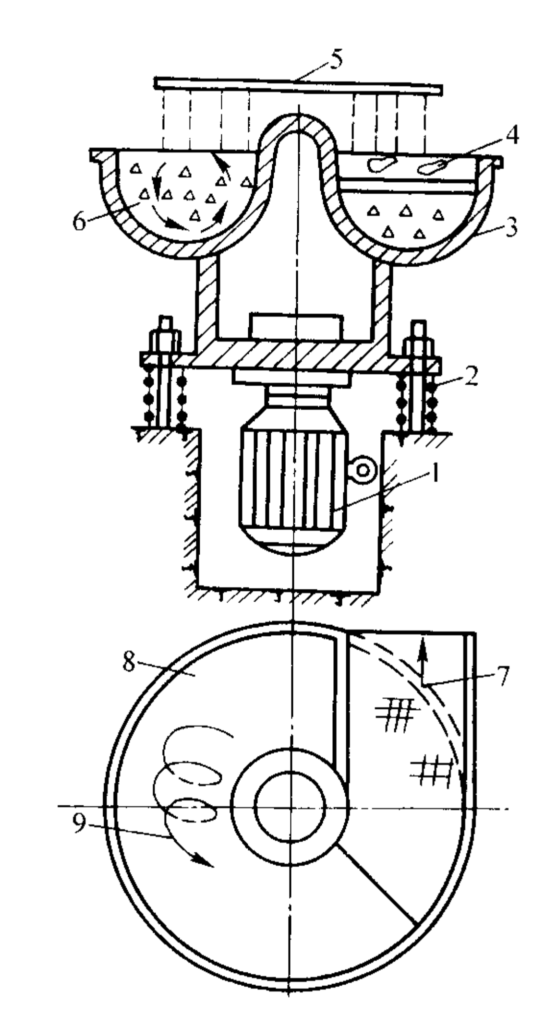


图 5.8-66　螺旋振动研磨机
1—电动机；2—弹簧；3—螺壳；4—栅格；5—喷水嘴；6—橡胶衬；7—铸件出口；8—加铸件处；9—铸件和磨料运动方向

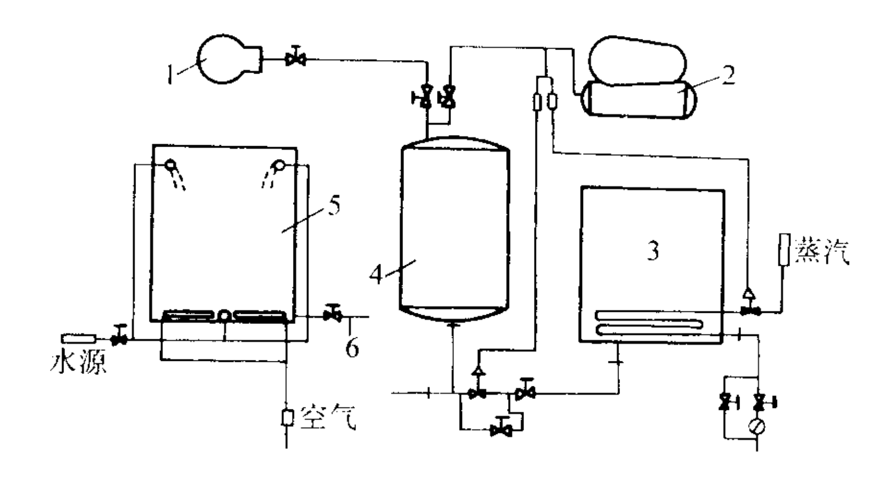


图 5.8-67　真空加压浸渗装置示意图
1—真空泵；2—空气压缩机；3—浸渗剂储存槽；4—浸渗罐；5—清洗罐；6—排水口

8.6　压铸件主要缺陷特征、产生原因及控制（见表 5.8-122）

硬质点的分析与鉴别。

1）非金属硬点　非金属硬点的种类很多，它们以金属气化物为主要成分。一般用维氏硬度值鉴别，见表 5.8-123。

2）金属性硬点　金属性硬点主要是由硅及金属间化合物组成，硅主要是未熔解或初硅两种。它的鉴别也是通过成分和硬度。金属性硬点硬度列于表 5.8-124。

3）金属间化合物硬点见表 5.8-125。

表 5.8-122 压铸件主要缺陷产生原因及控制方法

名称	特征	产生原因	控制方法
		表面缺陷	
流痕及花纹	铸件表面上有与合金液流动方向一致的条纹，有明显可见的与基体颜色不一样无方向性的纹路，无发展趋势	1）压型温度过低 2）内浇道截面积过小及位置不当产生喷溅 3）先进入合金液形成一很薄的而又不完全的合金层后，被后来的合金液所弥补而留下的痕迹 4）作用在合金液上的压力不足 5）涂料用量过多	1）提高型温和浇注温度 2）调整内浇道截面积或位置 3）调整内浇道速度及压力 4）适当地选用涂料及调整用量
冷隔	压铸件表面有明显的、不规则的下陷线性形纹路（有穿透和不穿透两种），形状细小狭长，有时交接边缘光滑，在外力作用下会断开	1）两股合金液相互对接，但并未完全熔合，两股合金液结合力很弱 2）浇注温度或压铸温度低 3）选择合金不当，流动性差 4）浇道位置不对或流路过长 5）充填速度和比压偏低	1）适当提高浇注温度和比压 2）加大内浇道面积同时提高压射速度 3）改善排气条件 4）正确选用合金，提高流动性
缩陷（凹陷）	在压铸件厚大部分的表面上有平滑的凹瘪（状如盘碟）	1）压铸件结构不合理，壁厚差太大 2）合金收缩性大 3）浇道位置不当 4）压射比压低 5）充填时，局部气体未排出，被压缩在型腔表面与合金液界面之间	1）壁厚要均匀，厚薄过渡要缓和 2）正确选择合金液导入位置及增加内浇道截面积 3）选择收缩小的合金，增加压射比压 4）改善排气条件，降低浇注温度
粘附物痕迹	小片状金属或非金属与金属基体熔接，在外力作用下剥落小片状物，剥落后铸件表面有的发亮，有的为暗灰色	1）压铸型腔表面上有金属或非金属残留物 2）浇注时先带进的夹杂物附在型腔表面上	1）在浇注前对型腔、压室及浇注系统要清理干净，去除金属或非金属黏附物 2）对浇注的合金也要清理干净 3）选择合适的涂料，涂刷要充分、均匀
分层（夹皮及剥落）	在压铸件的局部有明显的金属层次	1）压铸型刚度不够，在合金液充填过程中压铸型板产生抖动 2）压射冲头与压室配合不好，压射时前进速度不平衡 3）浇注系统设计不当	1）加强压型刚度，紧固压型部件，使之稳定 2）调整压射冲头与压室间的配合 3）合理设计浇注系统
粘型和拉伤	压铸合金与压铸型壁粘连而产生拉伤痕迹，在严重部位会产生拉伤或撕破	1）合金浇注温度高 2）压铸型温度太高 3）涂料使用不足或不正确 4）压铸型某些部位加工粗糙 5）浇注系统设计不当，合金液冲击型壁或型芯 6）压铸型材料或热处理不当，硬度不足 7）充填速度太高	1）降低浇注温度 2）控制好型温 3）消除型腔的粗糙表面 4）检查涂料品种和用量 5）调整内浇道，防止合金液正面冲击 6）校对合金成分，使铝合金含 Fe 量在要求范围内 7）检查压型硬度 8）适当降低充填速度
		内部缺陷	
气孔	铸件内部存在表面光滑的孔洞	1）合金液导入方向不合理或流速太快，产生喷射；过早堵住排气道或正面冲击型壁，产生漩涡，包住空气	1）改进内浇道导入位置 2）合理设置溢流槽和排气槽，增大排气量 3）降低产生气孔部位的型温
		2）合金液含气量过多	1）使用干燥而干净的炉料 2）熔炼温度不可过高 3）除气应充分
		3）涂料用量过多，发气量大	1）选择发气量小的涂料 2）控制涂料用量

续表 5.8-122

名称		特征	产生原因	控制方法
内部缺陷				
气泡		铸件接近表面处有气体聚集，在铸件表面出现鼓泡	1）卷入气体引起，型腔中气体或涂料中产生的气体被卷入合金液 2）合金液中含气体较多而产生气泡 3）压型温度过高 4）开型过早	1）改变排溢系统的位置和大小 2）改变充型时间和充填速度 3）提高压射压力 4）改变涂料种类和用量 5）消除合金液中气体
缩孔缩松		压铸件内部存在形状不规则，不光滑的孔洞，大而集中的称为缩孔，小而分散的称为缩松	1）压铸件在凝固过程中，液态收缩得不到补偿或补缩不足 2）铸件结构不良，存在热节 3）溢流槽体积不足 4）余料太薄 5）浇注温度过高	1）改善压铸件结构，消除热节 2）增大溢流槽 3）降低浇注温度 4）提高压射比压
裂纹		铸件表面可见直线或波浪线形，纹路狭小而长，在外力作用下有发展趋向 裂纹有穿透的和非穿透的两种	裂纹主要由应力或外力而产生 1）合金凝固过程中由于收缩应力或存在热脆性造成裂纹 2）由于开型，推出铸件过早或过迟或机械操作不当等造成裂纹 3）合金中杂质含量超过规定范围 4）压铸件结构不良，壁厚薄转变剧烈	1）合金成分要按规定，杂质不应超过规定 2）铸件结构要合理，厚薄应均匀，过渡应缓慢 3）压铸件取出时间要适当，不能留型时间过长 4）压铸型表面应光洁，不应粗糙 5）推杆要有足够强度，推出时要保证平行，均匀推出 6）各活动部分要配合好，受力时不产生相对移动
硬点	非金属硬点	压铸件上有硬度高于金属基体的细小质点或块状物，加工后常常显示出不同亮度	混入合金液表面的氧化物	1）浇注时不要把氧化物舀入勺内 2）消除铁坩埚表面氧化物再上涂料 3）消除浇勺等工具上的氧化物
			混入到合金液同耐火砖等发生反应生成物	1）要使用同铝合金不发生反应的耐火砖和灰浆，如氧化铝质砖 2）定期更换炉衬的砖
			混入了非金属夹杂物，如硅带入的非金属夹杂物	1）配合金时防止直接加硅，应配中间合金使用 2）配合金时用的硅应纯度高，块度应均匀，防止浮在合金液表面
			混入金属液中同涂料反应的生成物	应使用与铝合金不发生反应的涂料
			产生复合化合物，如由 Al、Mn、Si、Fe 组成的化合物	1）防止在铝合金中含有 Mn、Fe 等元素时产生偏析，并保持清洁 2）用干燥的去气剂除气，铝合金含镁时应注意补偿
			混入其他夹杂物	1）加强炉料管理，严防混入异物或异种材料 2）回收料不能粘上油、砂、尘土等污染物 3）注意清理坩埚等工具上的铁锈及氧化物
	金属性硬点		混入了未溶解的硅元素原料	1）熔炼铝硅合金时，不应使用硅元素粉末，应用中间合金 2）调整合金成分时，不应直接加硅元素 3）熔炼中间合金时，温度要高，时间要长

续表 5.8-122

名称		特征	产生原因	控制方法
硬点	金属性硬点		有初晶硅析出	1）缩小熔炼温度波动，使 Al - Si - Mg 和 Al - Si - Cu 合金经常保持熔融状态 2）加冷料时，应提高温度或将冷料破成小块，防止冷料使合金凝固
			生成金属间化合物	1）减少温度波动，不使合金液温度过高和过低 2）控制杂质含量 3）对易产生金属间化合物的材料，要在高温下熔炼，并一点一点地少量加入
其它缺陷	脆性	合金晶粒粗大或很细小使铸件易断裂或破碎	1）合金过热度太高或保温时间太长，尤其锌合金更为严重 2）激烈过冷，结晶极细小 3）铝合金含有锌、铁等杂质太多 4）铝合金含铜量超过范围	1）合金不宜过热 2）提高型温，降低浇注温度 3）严格控制合金成分在允许的范围内
	渗漏	漏气、漏水	1）压射压力不足 2）浇注系统设计不合理或铸件结构不合理 3）合金选择不当 4）排溢系统设计不良	1）提高压射比压 2）改善浇注系统或排溢系统 3）选用良好的合金

表 5.8-123　各种非金属质点的成分与硬度

名称	分子式	硬度 HV	密度/g·cm^{-3}
刚玉	Al_2O_3	2 500 ~ 3 500	3.9
尖晶石	$Al_2O_3 \cdot MgO$	8（莫氏）	3.5 ~ 4.1
硅石	SiO_2	1 250	2.6 ~ 2.7
硅酸盐	$(Al_2O_3)_x$ $(CaO)_y$ $(SiO_2)_z$	7.5（莫氏）	3.6 ~ 3.8
碳化硅	SiC	3 500	3.2

表 5.8-124　各种金属性的成分及硬度

合金系	硬点种类	分子式	硬度 HV	密度/g·cm^{-3}	以初晶析出的成分范围（质量分数）/%
Al - Si	Si	Si	3 120	2.4	Si > 11.7
Al - Fe	$FeAl_3$ 或 θ	$FeAl_3$	960	3.81	Fe > 1.7
Al - Mn	Al_6Mn	Al_6Mn	540	3.09	Mn > 1.95
Al - Si - Fe	α（FeSi）或 K_5	Al_5Fe_2Si		3.71	Fe > 1.5，Si > 4
Al - Si - Fe	β（FeSi）或 K_6	Al_4FeSi	578	3.31	Fe > 0.8，Si > 7.5
Al - Si - Fe	γ（FeSi）或 K_4	Al_6FeSi_2		3.78	Fe > 1.7，Si > 1.4
Al - Fe - Mn	（$FeAl_3$ - Mn）				Fe > 1.5
Al - Fe - Mn	Al_6Mn - Fe		514	3.90	Mn > 0.75
Al - Si - Mn	α（FeSi）或 Mn	$Al_{10}Mn_2Si$	958	3.68	Si > 2Mn > 1.2
Al - Si - Fe - Mn	α（FeSiMn）	$Al_9MnFeSi$		3.77	Fe + Mn > 2

表 5.8-125 金属间化合物及其显微硬度

物质名称	维氏硬度 HV	物质名称	维氏硬度 HV
$FeAl_3$	960	Al_8Mg_5（Al_2Mg_3）	340
β（AlFeSi）	578	Al_7Cr	735
Si	1 320	Al_3Ni	770
Al_8Mn	540	Mg_2Si	450
Al_2Cu	560	N（Al_6Cu_2Fe）	608
S（$Al_5Cu_2Mg_2$）	440	T（$Al_{10}Mn_2Si$）	958
T（Al_6CuMg_4）	286		

编写：王玉玮（东北大学）

第 9 章　低 压 铸 造

1　概述

低压铸造是利用气体压力将金属液压入铸型，让铸件在一定压力下结晶凝固的一种铸造方法。

1.1　铸造原理及工艺过程

图 5.9-1 是低压铸造的基本原理图。即将干燥的压缩空气通入密封坩埚内的金属液面上，使金属液在气体压力的作用下，沿升液管自下而上地上升，通过浇道平稳地充满铸型，并在压力下凝固。当铸件完全凝固后，解除液面上的气体压力，使升液管和浇道中没有凝固的金属液靠自重流回坩埚中。将铸型打开，取出铸件。

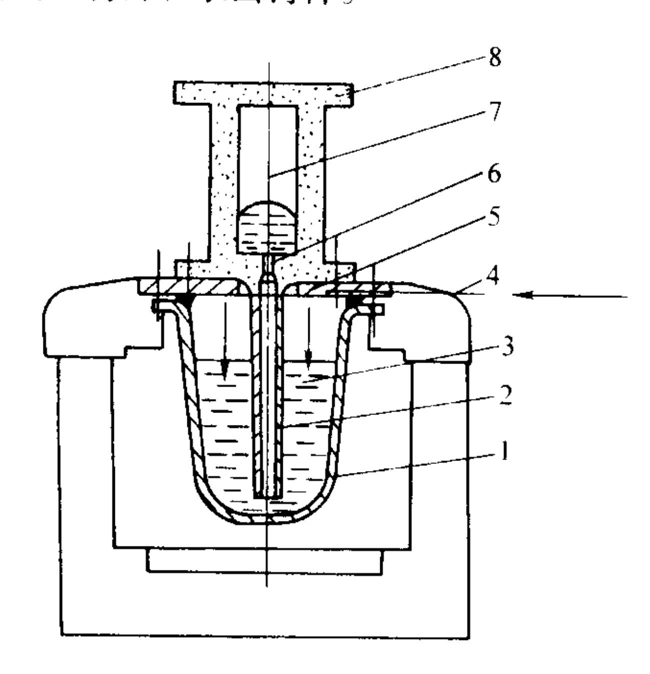


图 5.9-1　低压铸造基本原理

1—坩埚；2—升液管；3—金属液；4—进气管；5—密封盖；6—浇道；7—型腔；8—铸型

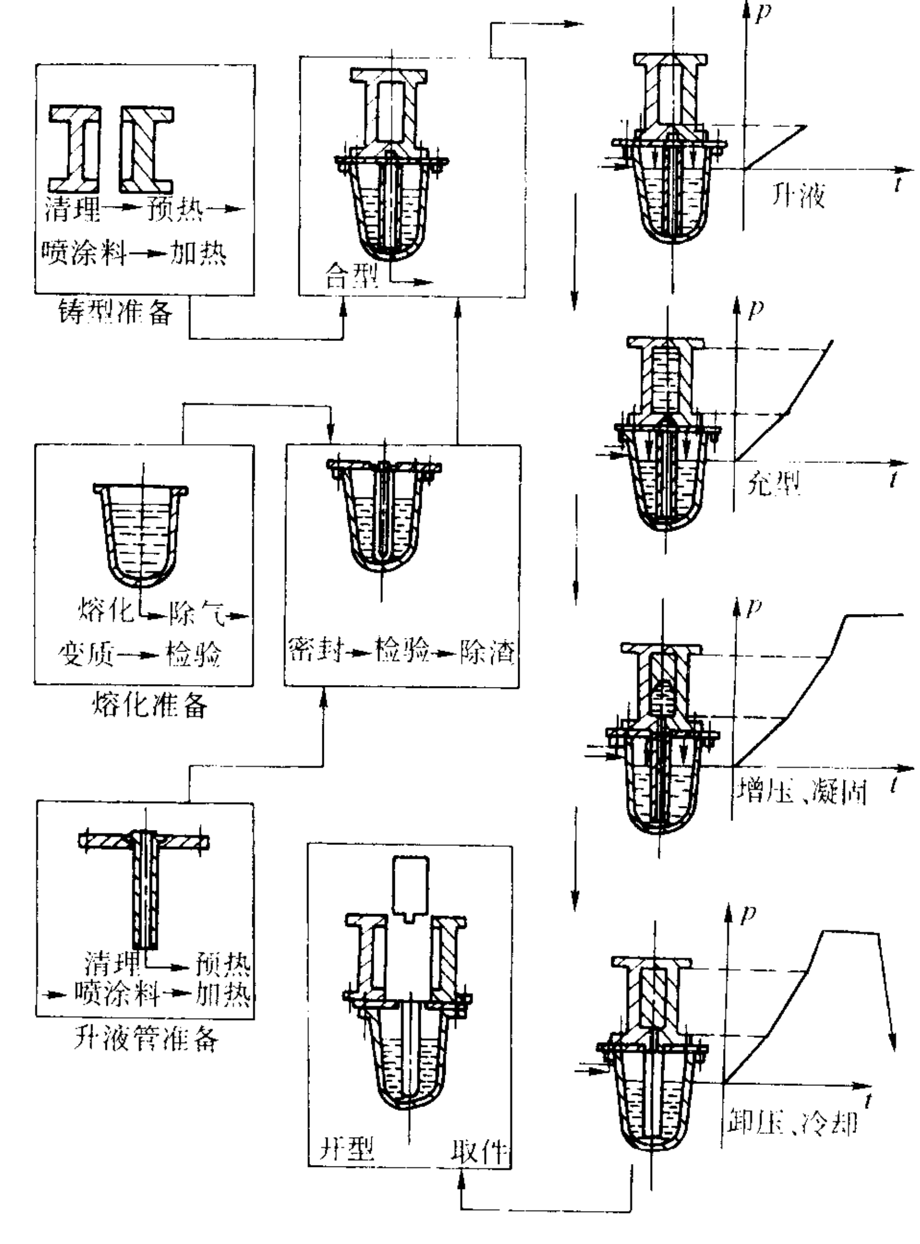


图 5.9-2　低压铸造工艺过程流程图

图 5.9-2 是低压铸造工艺过程流程图。它包括升液、充型、增压凝固、卸压冷却等阶段。

升液——将干燥的压缩空气通入坩埚中，使金属液沿着升液管上升到铸型浇道处。

充型——金属液由浇道进入型腔，直至充满铸型。

增压、凝固——立即增压，让铸件在压力下结晶凝固。

卸压、冷却——铸件凝固完毕，卸除坩埚中压力，使升液管和浇道中尚未凝固的金属流回坩埚中。

开型取件。

1.2　工艺特点

其工艺特点是在低压下完成铸件充型和凝固。具体有以下特点。

1）金属液在压力下充型，流动性增加，有利于生产薄壁复杂铸件。同时，金属液充型平稳，有利于铸件质量提高。

2）铸件在压力下结晶凝固，其力学性能好，见表 5.9-1。

3）工艺出品率高，见表 5.9-2。

表 5.9-1　低压铸造同其他铸造方法所得铸件的力学性能比较

铸造方法 \ 力学性能		抗拉强度 σ_b/MPa		断后伸长率 δ/%		布氏硬度 HBS		备注
		铸态	热处理	铸态	热处理	铸态	热处理	
铝活塞	金属型铸造	140 ~ 180	170 ~ 230	—	—	70 ~ 80	95 ~ 115	
	金属型低压铸造	170 ~ 210	240 ~ 320	—	—	75 ~ 85	100 ~ 120	
铜泵体	砂型铸造	300	—	15	—	90	—	
	砂型低压铸造	345 ~ 374	—	18.5 ~ 48.7	—	84 ~ 100	—	
铝壳体	砂型铸造	—	350 ~ 360	—	13	—	70 ~ 80	合金为 ZAlMg10
	砂型低压铸造	—	390 ~ 395	—	21 ~ 24	—	98	
	金属型低压铸造	—	440 ~ 450	—	17 ~ 22	—	120 ~ 125	

表 5.9-2 低压铸造与其他铸造方法工艺出品率比较

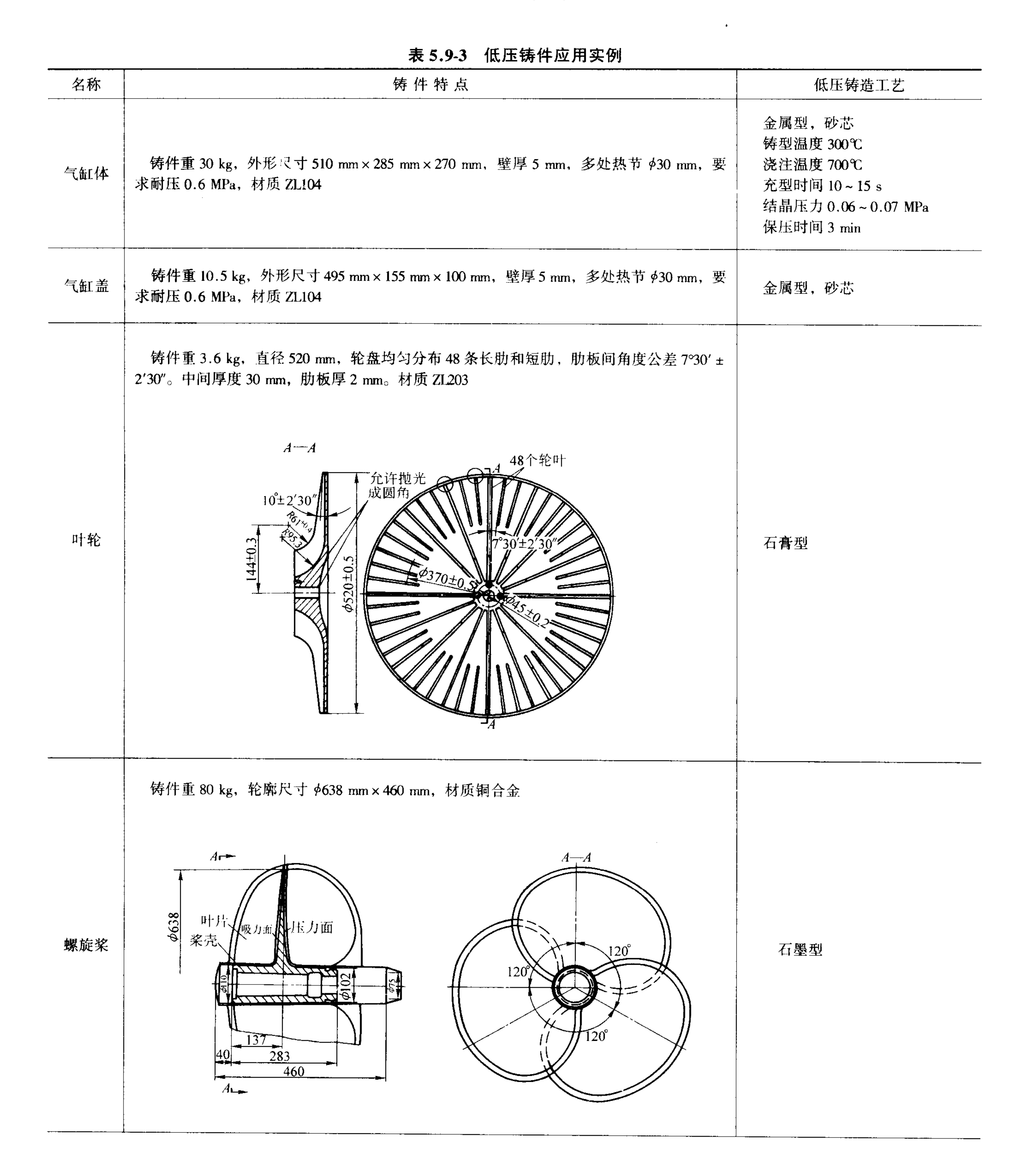
工艺方法	工艺出品率/%
低压铸造	80~95
砂型铸造	50~70
金属型铸造	40~70
压力铸造	60~90

4）易于实现机械化、自动化。与压铸相比，投资少。

1.3 应用范围

低压铸造主要应用于较精密复杂的中大、小型铸件。合金不限，尤其适用于铝、镁合金。现已应用于汽车、拖拉机、船舶、摩托车、柴油机、汽油机、机车车辆、医疗机械、仪器等机器零件制造上。表 5.9-3 为低压铸件的应用实例。

表 5.9-3 低压铸件应用实例



名称	铸件特点	低压铸造工艺
气缸体	铸件重 30 kg，外形尺寸 510 mm×285 mm×270 mm，壁厚 5 mm，多处热节 φ30 mm，要求耐压 0.6 MPa，材质 ZL104	金属型，砂芯 铸型温度 300℃ 浇注温度 700℃ 充型时间 10~15 s 结晶压力 0.06~0.07 MPa 保压时间 3 min
气缸盖	铸件重 10.5 kg，外形尺寸 495 mm×155 mm×100 mm，壁厚 5 mm，多处热节 φ30 mm，要求耐压 0.6 MPa，材质 ZL104	金属型，砂芯
叶轮	铸件重 3.6 kg，直径 520 mm，轮盘均匀分布 48 条长肋和短肋，肋板间角度公差 7°30′±2′30″。中间厚度 30 mm，肋板厚 2 mm。材质 ZL203	石膏型
螺旋桨	铸件重 80 kg，轮廓尺寸 φ638 mm×460 mm，材质铜合金	石墨型

续表 5.9-3

名称	铸件特点	低压铸造工艺
座架	铸件重 35 kg，平均壁厚 40 ~ 60 mm，要求针孔 75% Ⅰ ~ Ⅱ级，其余不低于Ⅲ级。材质：ZL104	铁丸砂型 浇注温度 680 ~ 690℃ 充型压力 0.02 ~ 0.03 MPa 充型时间 13 ~ 16 s 结晶压力 0.46 ~ 0.48 MPa 保压时间 10 ~ 13 min
滚筒	铸件重 90 kg，轮廓尺寸 ϕ620 mm × 720 mm，壁厚 20 mm ~ 30 mm，要求无针孔。材质：铝合金 ϕ620 720	外模湿型，一圈全部为冷铁，干芯，在筋处下冷铁 浇注温度 700℃ 充型压力 0.043 MPa 充型时间 80 s 结晶压力 0.2 MPa 保压时间 5 min
气缸头	铸件重 1.2 kg，轮廓尺寸 180 mm × 150 mm × 65 mm，壁厚 5 mm，上有 31 片散热片，高 52 mm、厚 1.5 ~ 2.5 mm，材质：铝合金	金属型 铸型温度 250 ~ 300℃ 浇注温度 730 ~ 760℃ 充型压力 0.025 ~ 0.030 MPa 充型时间 5 ~ 8 s 结晶压力 0.03 MPa 保压时间 1 ~ 1.5 min
飞轮	铸件直径 ϕ150 mm、高 50 mm，有 14 片厚 25 mm，高 50 mm 叶片，中间镶有 4 块磁钢片，轴中镶有一个钢制螺母。要求在 8 000 r/min 下，钢制螺母不位移、不松动。材质铝：合金	金属型 铸型温度 300℃ 浇注温度 720 ~ 760℃ 充型压力 0.04 MPa 充型时间 6 ~ 8 s 结晶压力 0.05 ~ 0.06 MPa 保压时间 2.5 ~ 4 min

续表 5.9-3

名称	铸件特点	低压铸造工艺
散热器	铸件直径 φ206 mm、高 156 mm、内孔 φ55 mm，上有 90 片散热片，每片 1.9 mm，材质：纯铝	金属型与砂型结合 铸型温度 500℃ 浇注温度 800℃ 充型压力 0.026 ~ 0.033 MPa 充型时间 5 ~ 10 s 结晶压力 0.04 MPa 保压时间 12 ~ 18 min
活塞	铸件轮廓尺寸 φ175 mm、高 194 mm，材质：铝合金	金属型 铸型温度 180 ~ 250℃ 浇注温度 660 ~ 680℃ 充型压力 0.06 MPa 充型时间 15 ~ 30 s 结晶压力 0.25 MPa 保压时间 4 ~ 6 min
消毒缸	铸件重 6.3 kg，外形尺寸 φ390 mm × 345 mm。要求能承压 0.8 MPa。材质：ZL109	湿砂型湿砂芯 浇注温度 710 ~ 730℃ 充型压力 0.03 ~ 0.05 MPa 充型时间 4 ~ 6 s 保压时间 3 ~ 4.5 min

2　铸型工艺

2.1　铸型种类选择

低压铸造可使用各种铸型。铸型选择主要根据铸件的结构特点、精度要求和批量等来考虑。铸件形状一般、批量较大、精度或质量要求较高，可考虑采用金属型。铸件内腔复杂，不能用金属型芯时，可使用砂芯。大、中型铸件精度要求不高时，单件或小批生产时可采用砂型。铸件精度要求较高、成批生产时可使用壳型。精度要求较高的大中型铸件适宜用陶瓷型。铸件形状复杂，精度要求高的中小件适宜采用熔模型壳。对特殊要求的单件、小批生产的铸件可采用石膏型、石墨型等。

使用不同铸型时，铸件的加工余量、收缩率和起模斜度等工艺参数的选择，可分别参照金属型铸造、砂型铸造、陶瓷型铸造和熔模铸造等铸件工艺设计部分。

2.2　浇冒口系统设计

（1）铸件的顺序凝固

为充分发挥低压铸造工艺优势，获得致密的铸件，就应保证铸件顺序凝固，自上而下凝固。即离浇道最远处先凝固，离浇道近处后凝固。浇道最后凝固，以补缩最后凝固的铸件，见图 5.9-3。

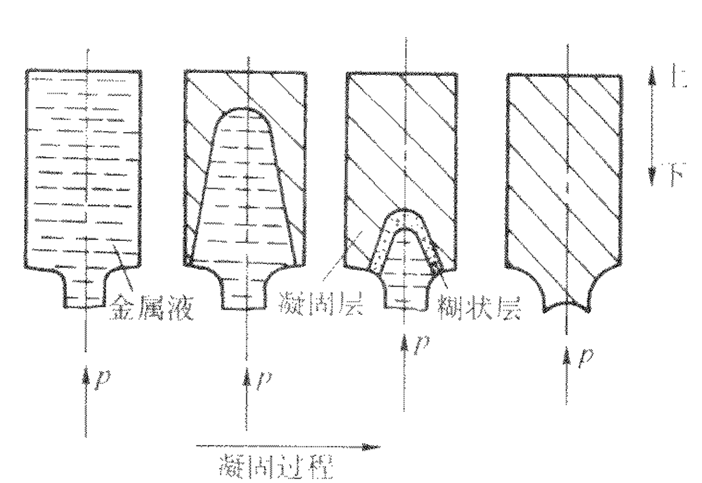


图 5.9-3　低压铸造铸件凝固过程

要确保铸件得到顺序凝固，在工艺设计时需采取如下措

施。

1）应尽量使铸件厚处接近浇道，薄处远离浇道。如图 5.9-4 活塞铸件浇道开设在活塞最厚处。

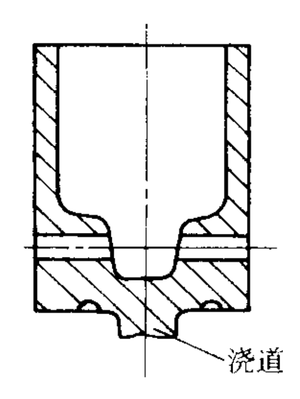


图 5.9-4 活塞铸件的浇注位置

2）对壁厚比较均匀的铸件，可通过用上、下不同的加工余量，使铸件毛坯壁厚上薄下厚，以利于顺序凝固（见图 5.9-5）。砂型铸造时采用上、下厚度不同的冷铁（见图 5.9-6a），金属铸型铸造时可采用上、下壁厚不同的金属型（见图 5.9-6b），以保证铸件的顺序凝固。

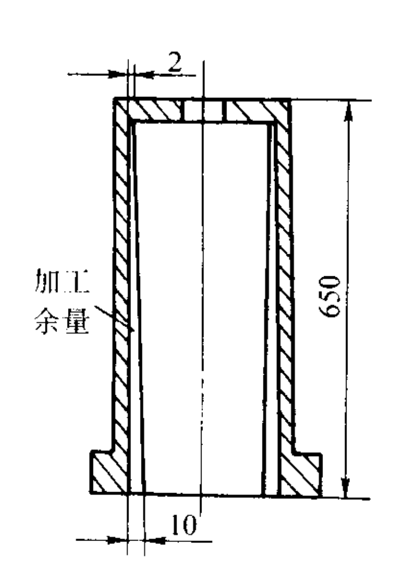
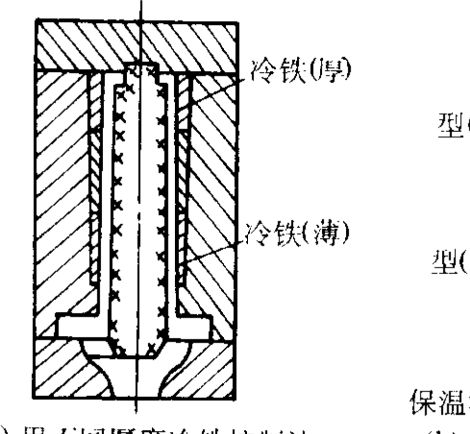
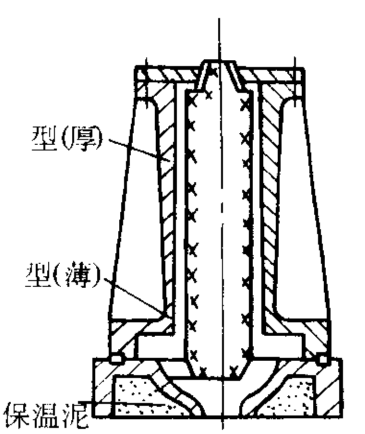


图 5.9-5 采用不同加工余量来控制顺序凝固



(a) 用不同厚度冷铁控制法



(b) 用不同厚度金属型控制法

图 5.9-6 控制铸件冷却的方法

3）对壁厚差很大的特殊结构铸件，往往需采用特殊的办法。如图 5.9-7 所示铸件，中间部分很厚，在模具中可局部镶铜棒，并吹风强制冷却。又如对复杂的缸盖（见图 5.9-8），法国雷诺汽车公司在总体上采用水冷却，局部用空气冷却。也可对复杂铸件不同部位采用不同涂料及厚度等来控制铸件的冷却速度。

（2）浇注系统设计

1）浇注方式选择 铸造中常见的浇注系统有顶注、底注、中间注几种。低压铸造多用底注式浇注系统。为达到顺序凝固的原则，如上所述，铸件薄处一般朝上，厚处朝下，内浇道开设在厚壁处。

2）内浇道设计 内浇道开设在铸件厚壁处，对较大的、有多处热节的铸件，可采用多个内浇道，使铸件各处都有补缩的来源，以达到良好的补缩效果。对于箱体类铸件如图 5.9-9 的气缸盖铸件，采用升液管（直浇道）、横浇道和 5 个内浇道。图 5.9-10 气缸体使用升液管、横浇道和 8 个内浇道。图 5.9-11 的箱体也采用了类似的浇注系统。对于壳体和筒体铸件，当铸件直径小于 400 mm 时可采用一个升液管见图 5.9-12，而铸件直径大于 400 mm 就可采用二个升液管见图 5.9-13。

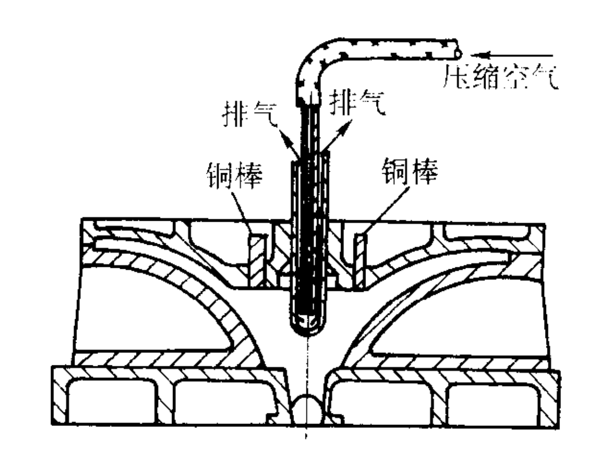


图 5.9-7 铸件局部强制冷却

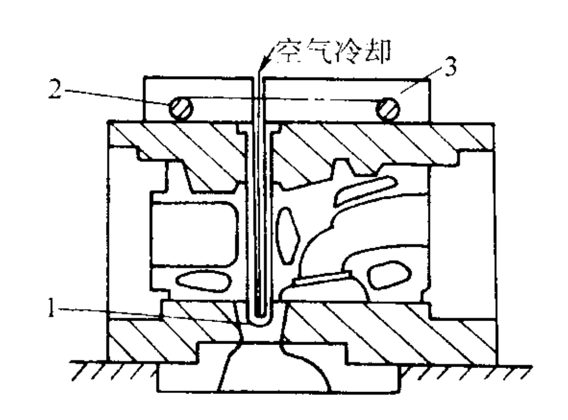


图 5.9-8 铸件的强制冷却
1—浇道；2—冷却水管；3—冷却板

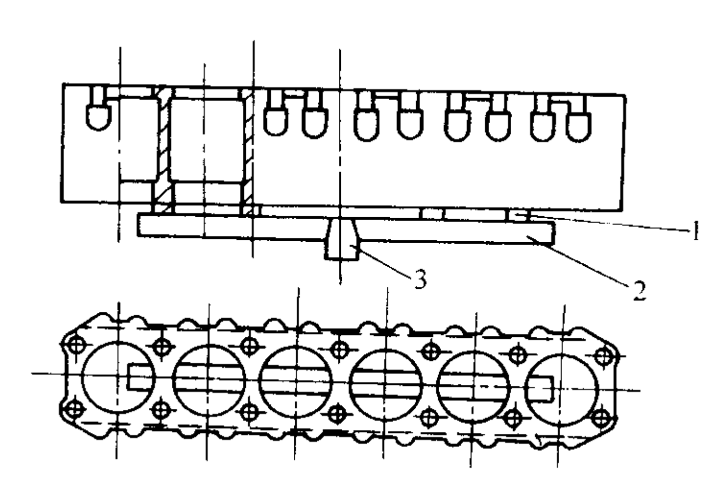


图 5.9-9 气缸盖铸件浇注系统示意图
1—内浇道；2—横浇道；3—升液管

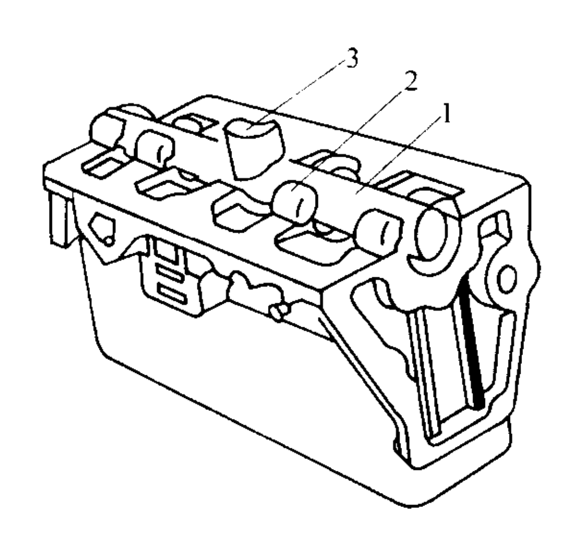


图 5.9-10 气缸体浇注系统示意图
1—横浇道；2—内浇道；3—升液管

内浇道具体尺寸可采用“热节圆法”、“模拟法”、“经验法”等计算方法加以确定，然后用公式（5.9-1）核算，开模具，再在生产中试模、修正。

$$A_{内} = G/\rho vt \quad (5.9\text{-}1)$$

式中，$A_{内}$ 为内浇道截面积，cm^2；G 为铸件质量，g；ρ 为合金密度，g/cm^3；v 为内浇道出口处线速度，cm/s，当 $v \leq 15$ cm/s时，可实现金属液平稳充型；t 为充型时间，s，$t = h/v_{升}$，h 为型腔高度，$v_{升}$ 为升液速度，一般 $v_{升} = 1 \sim 6$ cm/s，复杂薄壁件取上限。

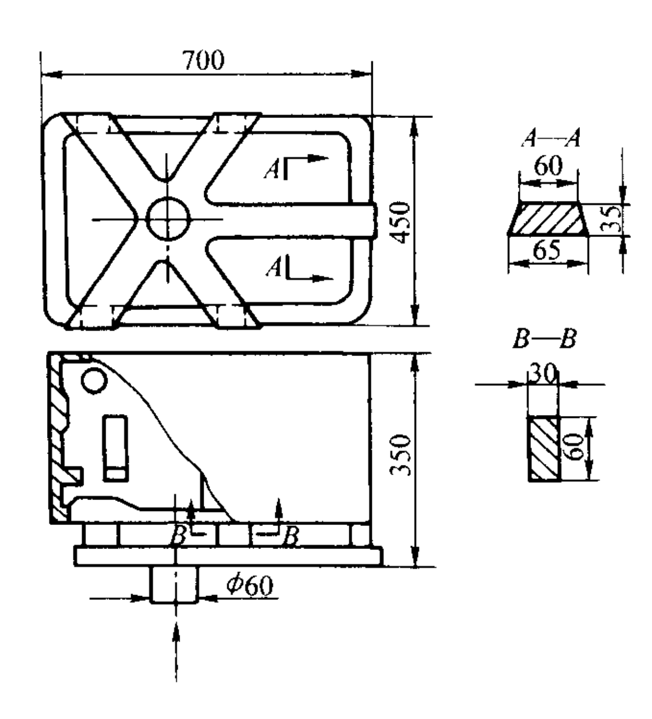


图 5.9-11　箱体铸件浇注系统示意图

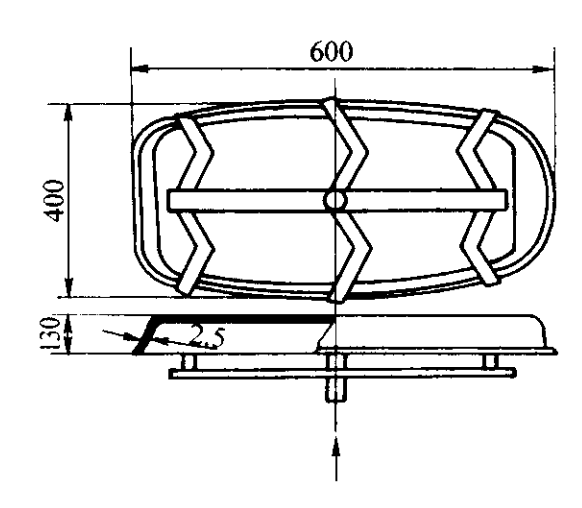


图 5.9-12　壳体铸件浇注系统示意图

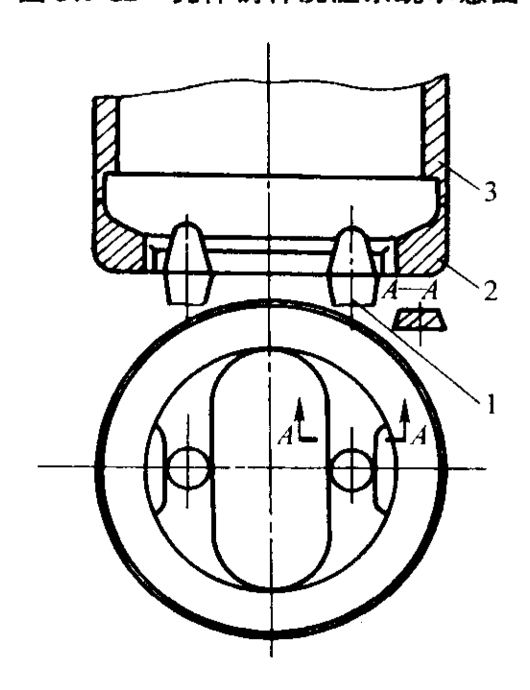


图 5.9-13　薄壁筒体铸件双升液管浇注系统示意图

1—升液管；2—环形浇道；3—铸件

3）横浇道及升液管设计　升液管相当于直浇道。对于易氧化的金属应采用开放式浇注系统，对不易氧化的金属常采用封闭式浇注系统。但对使用单个内浇道的铸件一般采用：

$$A_{升液管出口}:A_{横}:A_{内} = (2 \sim 2.3):(1.5 \sim 1.7):1 \quad (5.9\text{-}2)$$

式中，$A_{升液管出口}$为升液管出口截面积，cm^2；$A_{横}$为横浇道截面积，cm^2。

(3) 冒口设计

低压铸造时，金属液在压力下凝固，如浇注系统开设能保证顺序凝固，一般可不设冒口，但对于某些结构复杂的铸件，浇注系统还不能满足铸件补缩的要求，则需专门设置冒口，一般情况下多采用暗冒口见图 5.9-14、图 5.9-15。只有特殊需要时才采用明冒口，如采用砂型铸造生产大、中型铸件时见图 5.9-16，这时浇完后无增压阶段，又称敞开式低压铸造。冒口尺寸的计算，可参考本书第4篇有关内容。

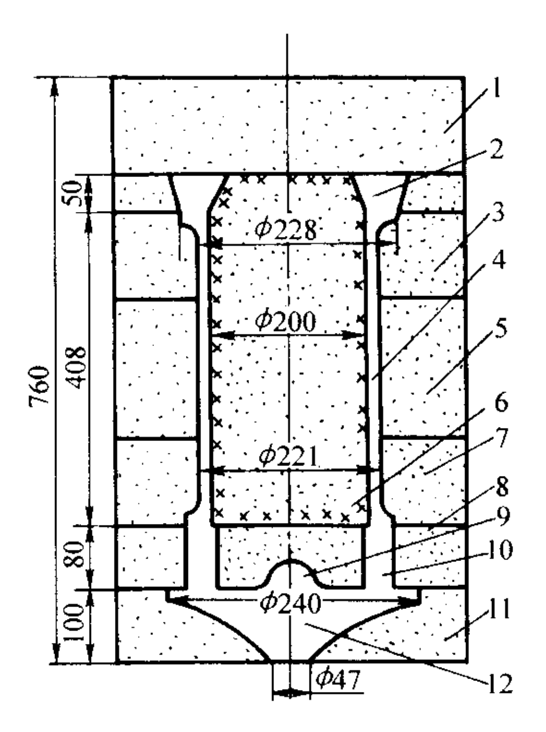


图 5.9-14　潜水泵铝合金壳体砂型低压铸造

1—箱盖；2—冒口；3—上型；4—铸件型腔；5—中箱；6—型芯；7—下型；8—内浇道型；9—集渣包；10—内浇道；11—底型；12—喇叭形浇道

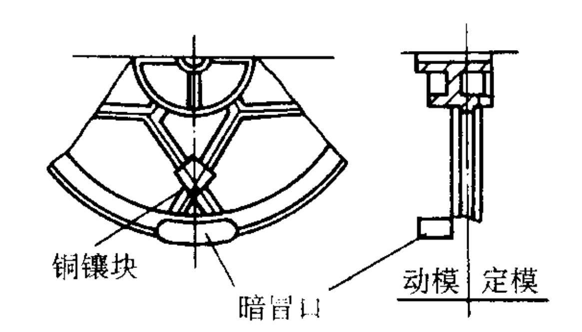


图 5.9-15　铝轮毂低压铸造冒口

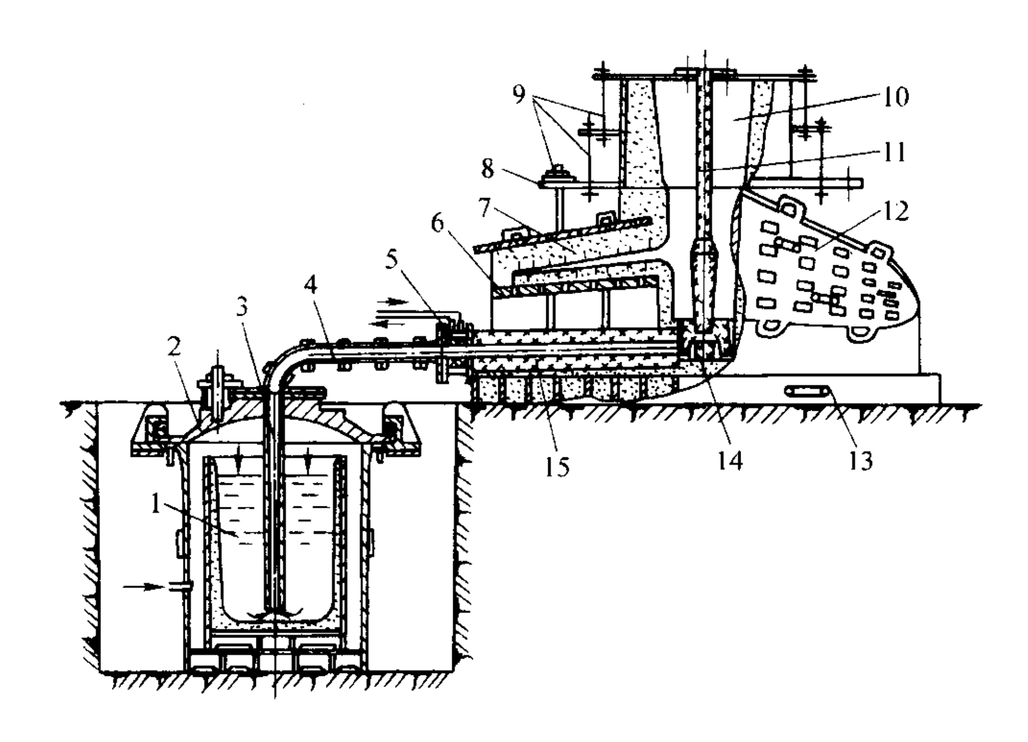


图 5.9-16　大、中型螺旋桨砂型敞开式低压铸造

1—铜液包；2—压力罐；3—升液管；4—弯管；5—石墨套；6—托板；7—砂型；8—压板；9—紧固螺栓；10—冒口；11—型芯；12—箱盖；13—底砂箱；14—内浇道型芯；15—横浇道型芯

3 低压铸造设备

低压铸造设备主要由保温炉及密封坩埚系统、机架及铸型开合机构和液面加压控制系统三部分组成，如图 5.9-17 所示。

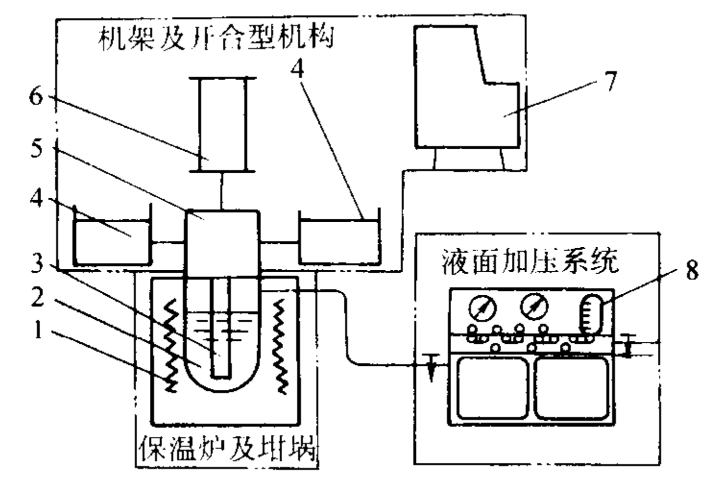


图 5.9-17 低压铸造设备总体示意图

1—保温炉；2—坩埚；3—升液管；4—水平开型缸；5—铸型；6—垂直开型缸；7—开合型腔控制台；8—液面加压控制系统

3.1 保温炉及密封坩埚系统

（1）保温炉

电阻保温炉在低压铸造生产中应用最普遍，见图 5.9-18。其结构简单、操作方便，但电阻丝易断、维修工作量较大。用硅碳棒的电阻炉克服了此问题。电阻保温炉适用于铝、镁合金。

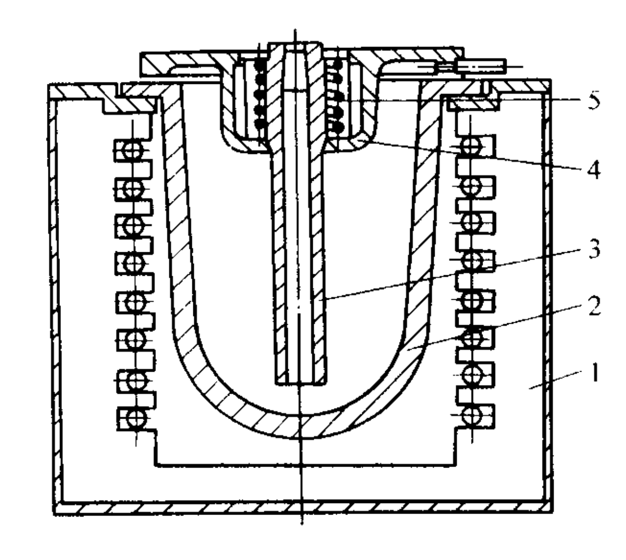


图 5.9-18 保温炉及密封坩埚系统

1—电阻炉；2—坩埚；3—升液管；4—坩埚盖；5—加热套

工频和中频感应炉耗电省、熔化率高，适用于铝、镁、铜合金及铸铁、铸钢的熔炼和保温，越来越受到重视。

（2）坩埚

坩埚一般采用铸铁的，材质成分见表 5.9-4。在某些特殊情况下，如铁质对某种合金有害影响极严重时，可选用石墨坩埚。

表 5.9-4 常用坩埚材料化学成分（质量分数）%

序号	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ni	Fe	备注
1	2.5～3.5	1.5～3.0	0.6～0.8	—	—	7～8	0.5～0.55	0.27～0.37	其余	
2	3.0～3.5	1.5～2.0	1.2～1.5	<0.25	<0.1	—	0.8～1.2	0.25～0.5	其余	
3	3.3～3.5	4.5～5.5	0.5～0.8	—	—	—	—	—	其余	中硅球墨铸铁价格便宜

图 5.9-19 是两种形状的坩埚。因受力坩埚壁厚可在 30～35 mm 之间。为达到连续生产的目的，坩埚可做出加料口（见图 5.9-19b）。

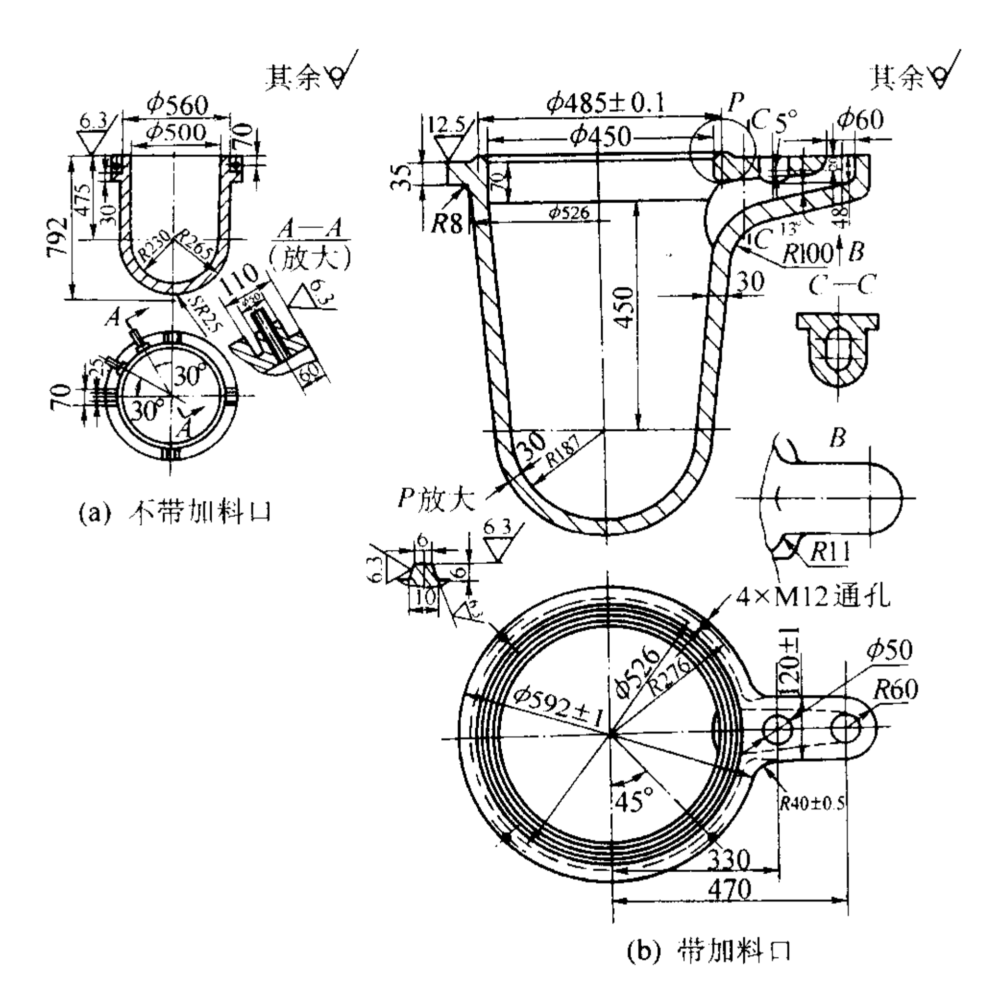


图 5.9-19 两种形状的坩埚

（3）密封盖（炉盖）

密封盖必须要有足够的强度和刚度，能承受铸型的重量，在受热和压力下不变形。通常使用球墨铸铁的密封盖，其结构形式见表 5.9-5。

表 5.9-5 几种密封盖结构特点

序号	结构形式	特点
1	带进气口的密封盖	优点：结构简单、制造容易 缺点：密封盖散热快，不利于升液管出口需慢冷的要求。必须与坩埚装配后才能接通气源，操作不太方便
2	带有加料口的密封盖	优点：适宜批量生产要求。坩埚上可不设加料口，制造方便 缺点：盖上有效面积减小，仅适用于小件生产
3	无进气口和加料口的密封盖	优点：盖面有效面积大，适用于中大件生产。气路可用硬管连接，泄漏少 缺点：不适用于炉体移动式的低压铸造机
4	带有加热器的密封盖	优点：有利于铸件顺序凝固 缺点：结构复杂
5	不带加热器的密封盖	优点：结构简单 缺点：不利于铸件顺序凝固

（4）升液管

升液管顶部做成锥形以利于金属液回流。升液管出口面积即为直浇道面积，应大于铸件的最大热节面积，保证铸件得到充分补缩。为保证金属液流动平稳，加压面积比以20～45为宜。加压面积比是指有效加压面积与升液管的内圆面积之比，即

$$加压面积比 = (A_{埚} - A_{管外})/A_{管内} = (D^2 - d^2)/d_1^2 \quad (5.9\text{-}3)$$

式中，D 为坩埚内径；d 为升液管外径；d_1 为升液管内径。

升液管下端一般离坩埚底部 50～100 mm 为宜。升液管

结构及密封盖见图5.9-18和图5.9-20。

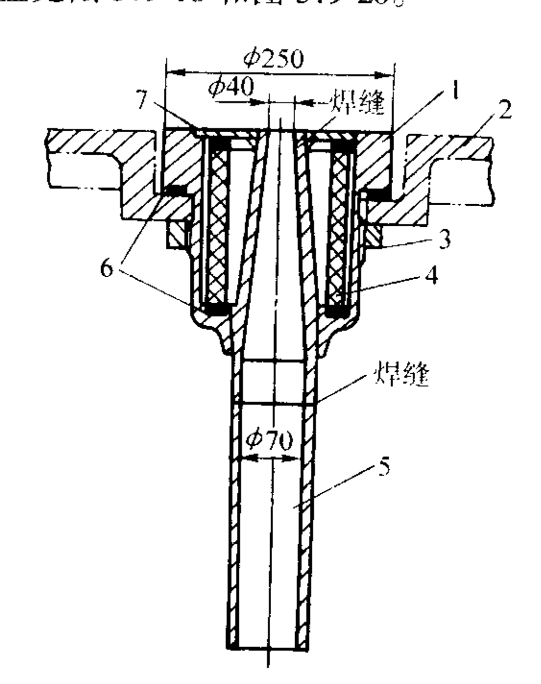


图5.9-20　升液管和密封盖的密封

1—升液管密封套；2—坩埚密封盖；3—固紧圈；4—电阻丝加热器；5—升液管；6—石棉垫料；7—填料

3.2　铸型开合机构（见表5.9-6）

表5.9-6　几种铸型开合机构特点

结构形式	特　点	应　用
手动铸型开合机构	利用手轮转动丝杆使铸型开合，结构简单，但开合力小	小件生产
机械传动铸型开合机构	利用电动机传动蜗轮带动蜗杆使铸型开合，开模力中等，见图5.9-21	只适用于两半开模的铸型
气动传动铸型开合机构	利用气缸使铸型开合，开合动作不平稳，有冲击	简单小件生产
液压传动铸型开合机构	利用液压缸来开合铸型。开合动作平稳，开合力大。见图5.9-22、图5.9-23	适用于任何铸型

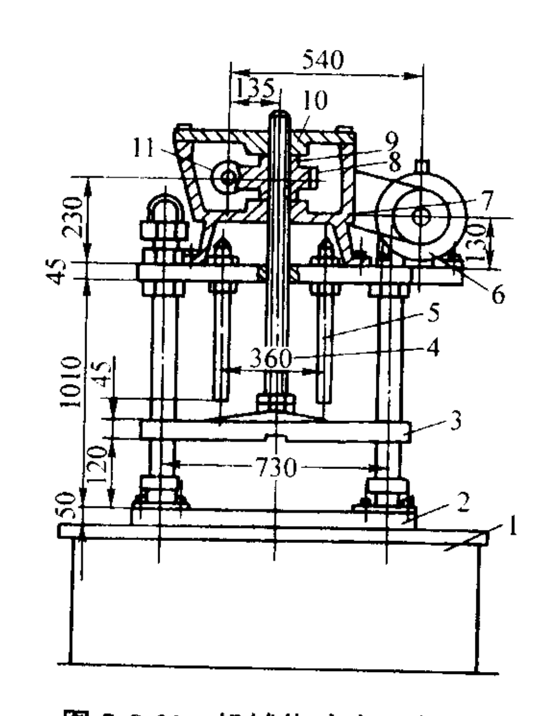


图5.9-21　机械传动式开合机构

1—保温炉；2—底板；3—动型板；4—丝杆；5—顶杆；6—电动机；7—变速箱；8—蜗轮；9—轴承；10—箱盖；11—蜗杆

3.3　液面加压控制系统

为实现充型速度自由可调，坩埚液面下降，气压泄漏可以补偿，保压压力可调，连续生产时工艺重现性好，把这些要求设计在一个系统中，即液面加压控制系统。其类型及原理见表5.9-7。

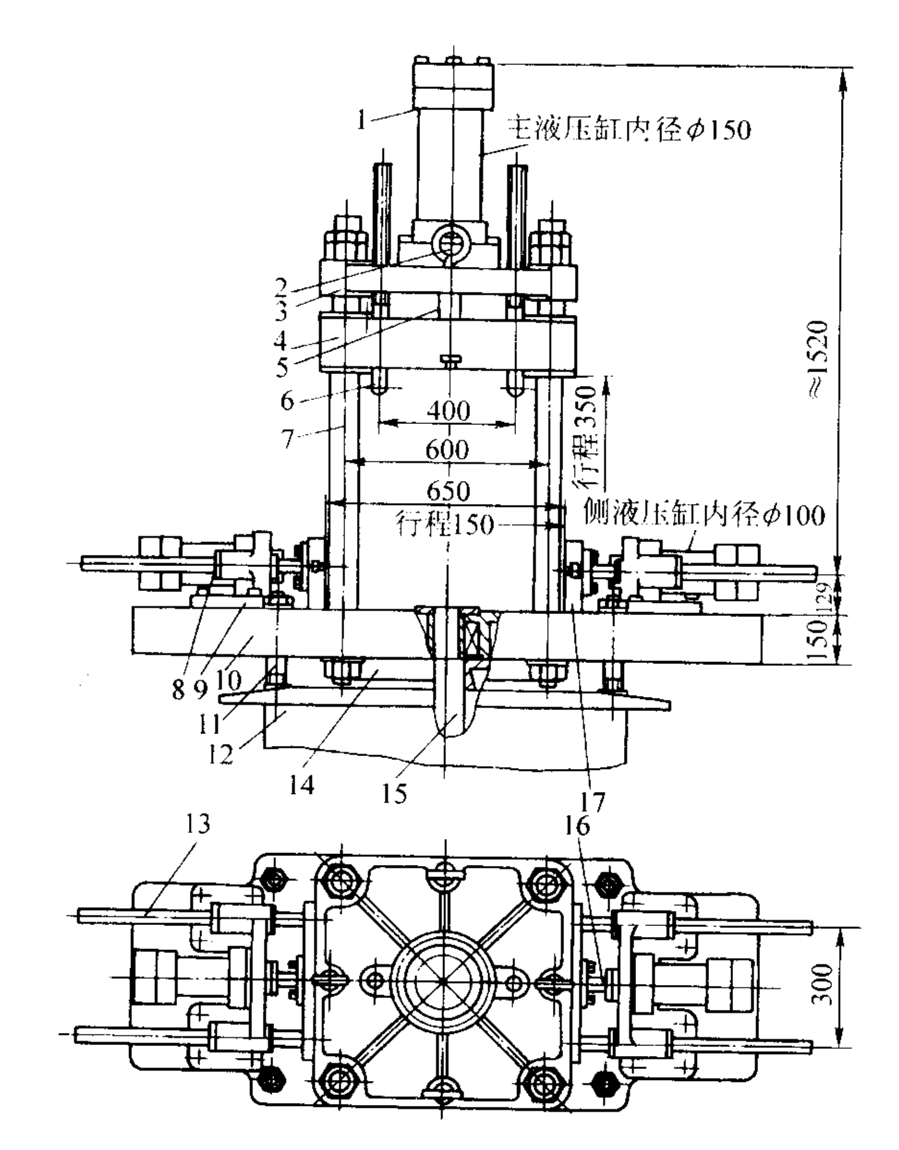


图5.9-22　三开型吊装式低压铸造机

1—主液压缸；2—吊环；3—横梁；4、17—动型板；5、16—活塞杆；6—顶柱；7—立柱；8—侧液压缸；9—支架；10—底板；11—支撑杆；12—保温炉；13—导杆；14—密封盖；15—升液管

表5.9-7　液面加压控制系统类型及原理

类　型	工作原理	优缺点及适用性
定流量手动系统	在恒压情况下，手动调节针阀来控制进入坩埚的气体流量，使加压速率尽量接近线性	补偿性、再现性差，适合单件试生产
定压力自动控制系统（见图5.9-24）	调节不同的锥形节流阀使浇注阀输出坩埚内所需的加压速度	再现性较好，适用于批量生产
DKF－1型液面加压控制系统（见图5.9-25）	利用恒压器的控制信号，迫使浇注阀油室中的油通过阻尼调节阀推动阀杆组，克服弹簧力使阀开启，实现输出所需的加压速度	加压线性①，再现性好，但浇注阀、控制阀需自行设计，适用于批量生产
随动式液面加压控制系统（见图5.9-26）	利用“比例积分调节器”输出随坩埚内压力变化的信号，控制气动薄膜调节阀的开启度来适应坩埚内压力的变化	加压线性，再现性好，但调节不太方便，工艺控制较窄，适用于批量生产
803型液面加压控制系统	利用直流电动机的转速调节大流量减压阀的开启度，来适应坩埚内所需压力的变化	结构简单、使用方便，但系统流量小，适用于较小的炉子
CLP－5型液面加压闭路反馈控制系统（见图5.9-27）	坩埚内压力的变化反馈到压力跟踪器制约主阀芯的开启度，保证坩埚内的压力按工艺曲线而变化	结构简单，可靠性高，液面悬浮于升液管出口，不用压力补偿，适用于批量生产

续表 5.9-7

类型	工作原理	优缺点及适用性
LPN－A2 型继动式液面加压控制系统（见图 5.9-28）	利用恒差继电器直接控制和加法器记忆控制 1:1 大流量气动继电器来实现坩埚内的压力按工艺要求而变化	加压线性，再现好，控制精度高，适用于批量生产
ZJ041 微机液面加压控制系统	利用压力变送器检测的信号与计算机内部储存的工艺曲线比较得出的偏差信号来控制电-气转换机构中流量阀的开启度，达到分级加压的目的	参数调整容易、精度高，能满足不同加压曲线铸件的生产，通用性强

① 加压线性指压力与时间线性关系。

3.4 计算机控制低压铸造设备

3.4.1 原理

计算机控制低压铸造设备由工艺过程控制器、工艺曲线发生器、A/D 数模转换器、调节算法器、D/A 数模转换器、工艺参数及控制参数设定和低压铸造设备组成，见图 5.9-29。

工艺参数及控制参数设定：为使工艺过程按工艺要求进行，并达到控制精度，须将各种工艺参数和控制参数输入，作为给定值。输入由计算机键盘来完成。

低压铸造工艺过程中，工艺过程控制器不断检测各开关量，如炉温、工作压力、充型、凝固、冷却时间等的变化，由此产生控制工艺流程的指令。工艺曲线发生器是根据低压铸造的数学模型，不断产生相应时刻的加压工艺要求的给定压差值。A/D 数模转换器则按采样周期要求，将压力变送器测出的电流信号，转变成计算机识别的数字信号，经过数值滤波后输入计算机供使用。调节算法器根据工艺曲线给定值

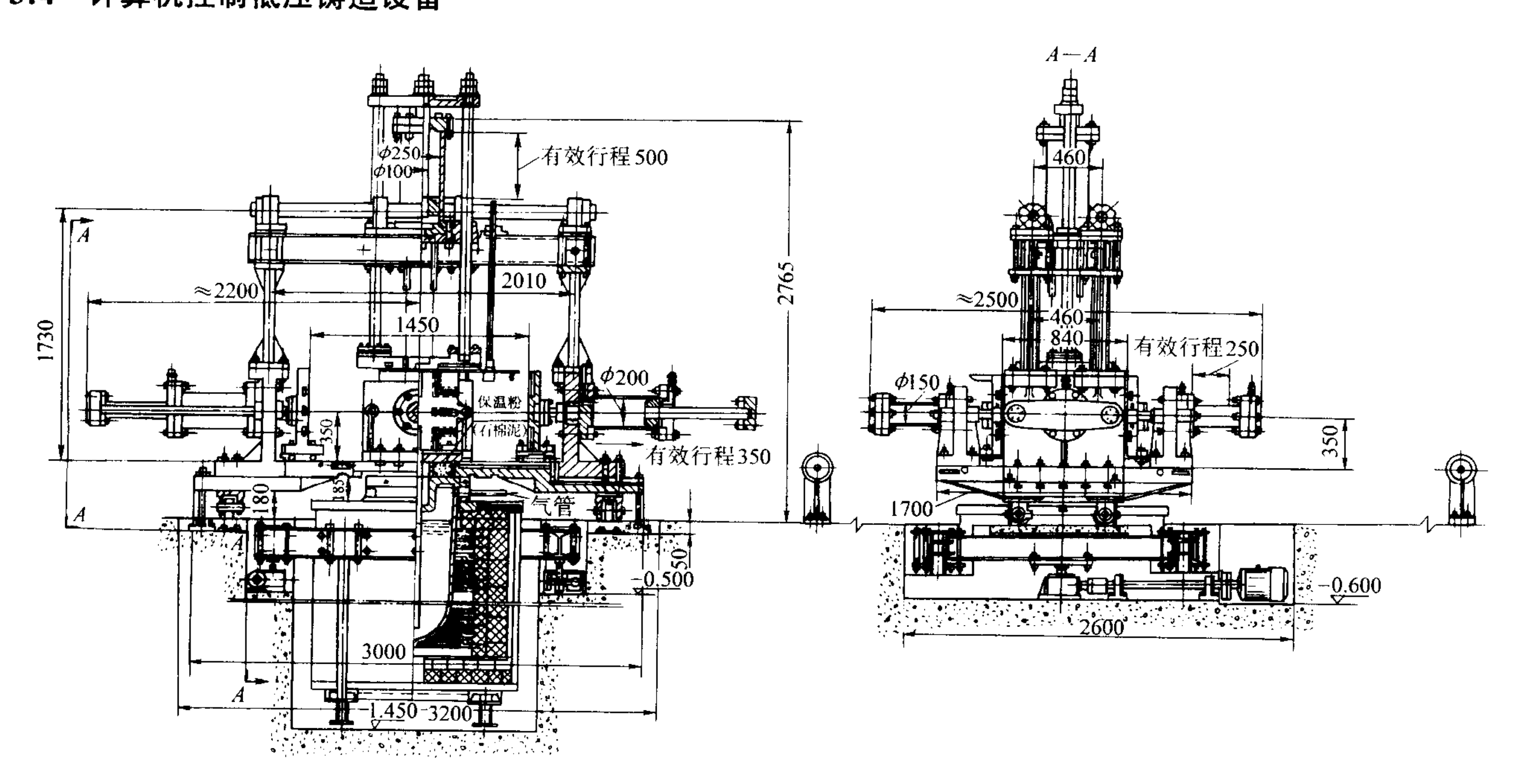


图 5.9-23 平行移动式机架低压铸造机

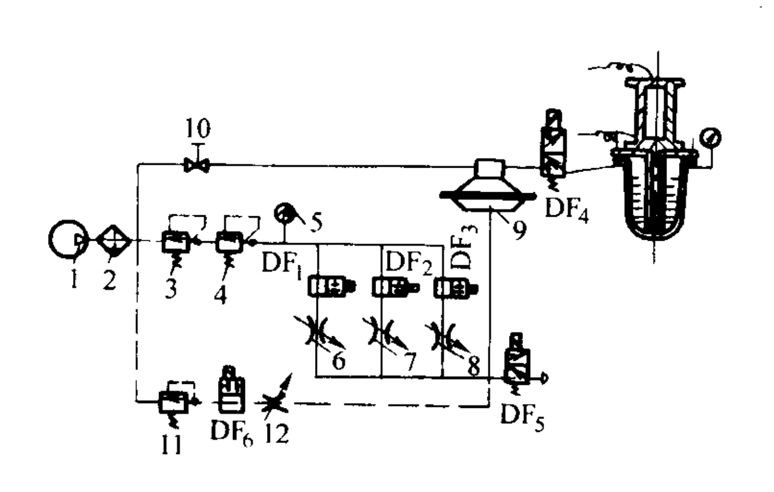


图 5.9-24 定压力自动控制系统原理图

1—气源；2—过滤器；3、11—减压阀；4—定值器；5—压力表；6、7、8、12—锥形调速阀；9—浇注阀；10—截止阀；DF_1、DF_2、DF_3、DF_6—二位二通电磁阀；DF_4、DF_5—三通电磁阀

和压差采样值的偏差大小，按一定的调节规律进行运算，再将结果作为调节信号输出。D/A 数模转换器则将计算机输出的离散信号转换成 0～10 mA 的连续电流信号，以控制控制阀工作。

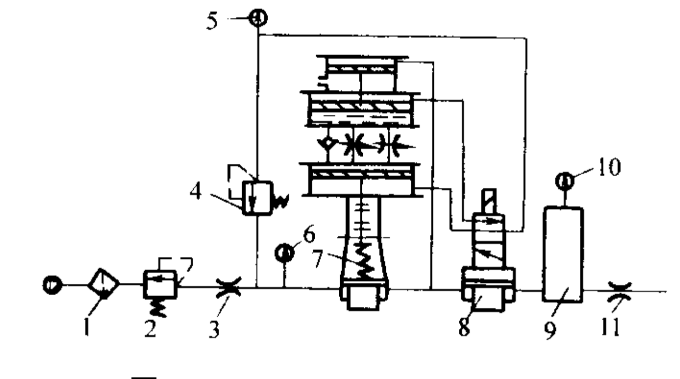


图 5.9-25 DKF－1 型液面加压控制系统原理图

1—分水滤气器；2—调压阀；3、11—节流阀；4—定值器；5、6、10—压力表；7—浇注阀；8—控制阀；9—测压筒

3.4.2 特点

计算机控制低压铸造设备比一般低压铸造设备功能更健全。可给定升液、充型不同阶段的合金液充型速度。铸型内设置了触点，可监视液面的实际充型情况，如排气不好，型中反压力过大，实际充型速度达不到给定值。计算机能自动计算出实际值及反压力大小，并调节给定的气体加压速率，以补偿反压力的影响，保证达到要求的充型速度。对各工艺参数都有信息采集、处理、显示和打印输出功能，有利于提高铸件质量。

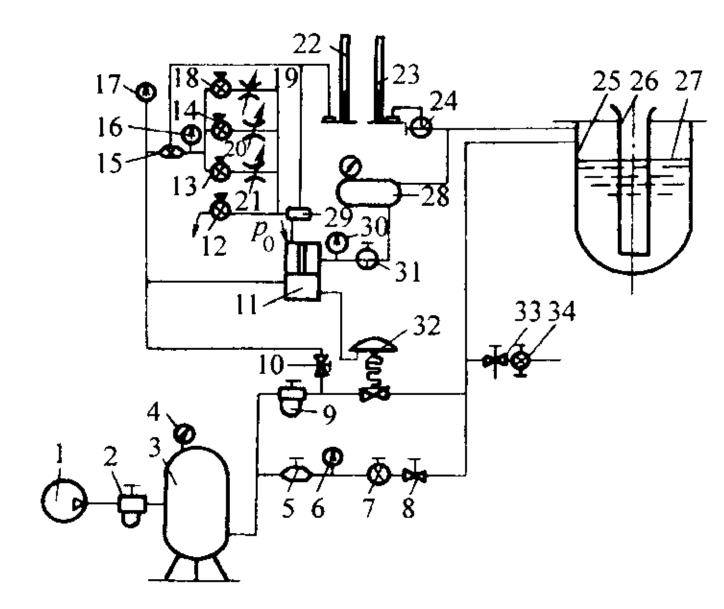


图 5.9-26 随动式液面加压控制系统原理图
1—气源;2,9—过滤减压阀;3—储气筒;4,6,16,17,30—压力表;5—定值器;7,12,13,14,18—电磁阀(常闭);8,10—截流阀;11—比例积分调节器;15—恒差继动器;19,20,21—针形调速阀;22,23—水银压力计;24,31—三通电磁阀;25—坩埚;26—升液管;27—合金液;28—缓冲容器;29—三通接头;32—气动薄膜调节阀;33—三通节流阀;34—电磁阀

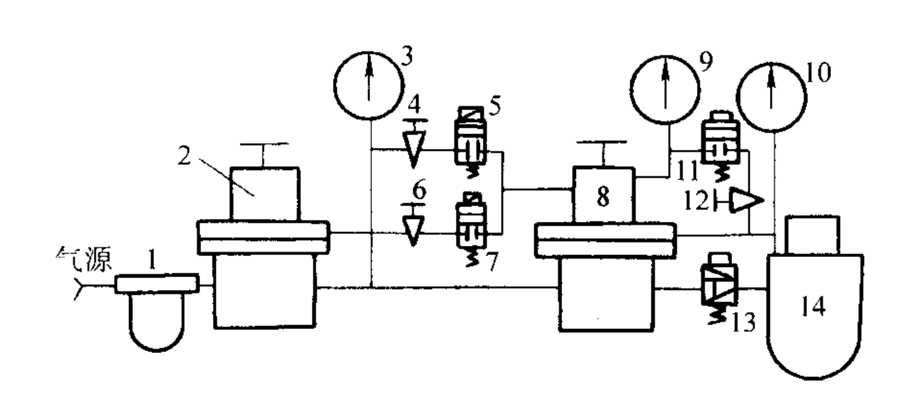


图 5.9-27 CLP-5 型液面加压控制系统原理图
1—分水滤气器; 2—恒压阀; 3、9、10—压力表; 4、6、12—针阀; 5、7、11、13—电磁阀; 8—压力跟踪器; 14—坩埚

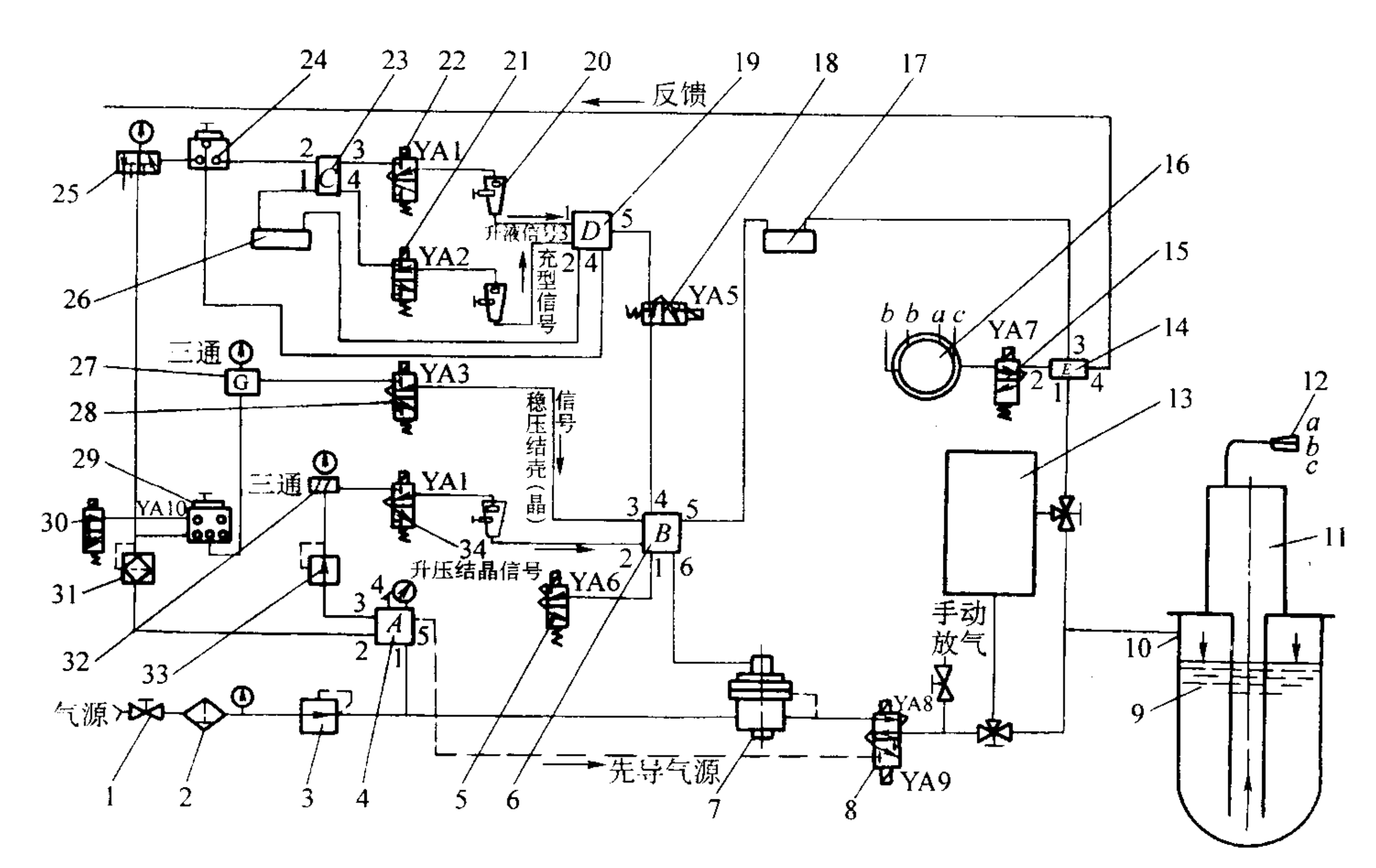


图 5.9-28 LPN-A2 型继动式液面加压控制系统原理图
1—截止阀; 2—分水滤气器; 3—调压阀; 4、19—五通阀; 5、8、15、18、21、22、28、30、34—电磁阀; 6—六通; 7—1:1 继电器; 9—铝液; 10—坩埚; 11—型腔; 12—信号触发点; 13—调试筒; 14、23—四通阀; 16—水银-光电信号发生器; 17、26—双针压力表; 20—转子流量计; 24—恒差继电器; 25、27、32—三通阀; 29—加法器; 31—过滤减压阀; 33—减压阀

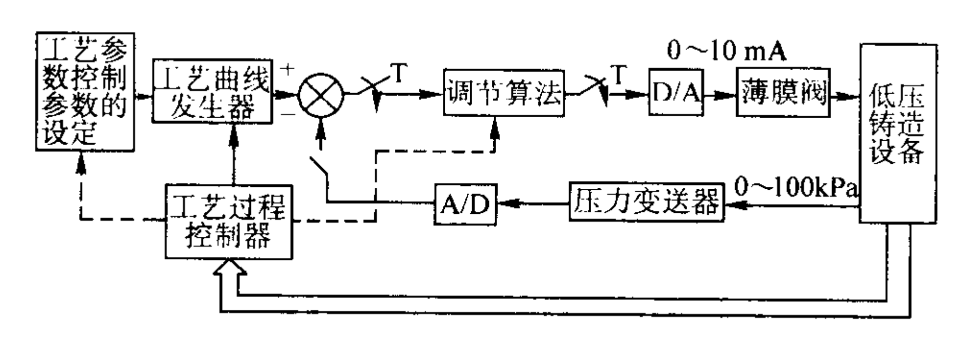


图 5.9-29 低压铸造设备计算机控制系统原理图

4 低压铸造工艺

低压铸造工艺过程见图 5.9-2，由金属熔炼、升液管和坩埚保温准备、铸型准备、低压浇注和开型取件等工序组成。金属熔炼可参考本书第2篇有关内容。

4.1 升液管和保温坩埚的准备

(1) 升液管准备

无缝管焊接的升液管应清理干净、预热、涂涂料，再加热到暗红色装入坩埚中。

外搪型砂内砌耐火砖管的升液管要进行长时间的烘烤，以除去型砂和耐火砖中的水分。

在浇注过程中，升液管长期浸泡在金属液中，为防止金属液浸蚀提高寿命，除注意结构外，还可采用表 5.9-8 的提高升液管使用寿命的措施。

(2) 保温坩埚的准备

保温坩埚在使用前应清理干净、预热和刷涂料。所用涂料见表 5.9-9。延长保温坩埚使用寿命的措施见表 5.9-10。

表 5.9-8 提高升液管使用寿命的措施

序号	措施	材料及工艺方法	
1	表面涂层	材料	工艺
		Al_2O_3 陶瓷层	等离子喷涂
2	液体渗铝	液体渗铝见表 5.9-10 中液体渗铝处理	
3	硫化处理	将铸铁升液管表面去油，在碘酒溶液中浸泡 6 h后晾干，再于 140℃的熔融硫中浸泡 3 h，最后于 200℃下退火 3 h	

表 5.9-9 低压铸型、升液管、坩埚用涂料

序号	成分（质量分数）/%												应用
	二氧化钛	氧化锌	碳酸镁	滑石粉	石墨粉	硼酸	硼砂	黏土	铝矾土	糖浆	水玻璃	热水	
1	—	7	—	7	—	—	5.7	—	—	—	—	余量	铝合金
2	—	—	55	—	—	—	—	—	—	—	—	适量	铝合金
3	3	5	—	—	—	—	—	—	—	—	5	余量	铝合金
4	—	—	—	—	—	—	—	2	90	8	—	适量	铸铁
5	—	—	—	—	87	—	—	8	—	5	—	适量	铸铁
6	—	—	7	—	—	3	—	—	—	—	3	余量	镁合金

表 5.9-10 延长保温坩埚使用寿命的措施

措施	原理	工艺要点
外表面喷铝后进行高温扩散退火处理	高温扩散退火处理后，可使表面形成抗高温氧化的铝铁合金和 Al_2O_3 层	（1）外表面喷砂处理 （2）用金属喷枪借助氧－乙炔火焰的高温熔化铝丝喷涂，厚度控制为 0.5～0.8 mm 喷涂参数为：乙炔压力为 0.05～0.08 MPa 氧气压力为 0.08～1.2 MPa 空气压力为 0.45～0.5 MPa 3）扩散处理 炉温由 400～500℃升至 1 000℃，保温 40～50 min，随炉冷却至 400～500℃，渗铝层厚度为 0.1～0.13 mm
坩埚液体渗铝处理	外表面经铝液浸渗后，可使表面形成抗高温氧化的铝铁合金和 Al_2O_3 层	（1）外表面喷砂处理 （2）液体渗铝 1）于 150℃下，在坩埚内表面涂上一层由 w（耐火泥）97%＋w（水玻璃）3%组成的保护层 2）将由 w（铝）90%＋w（铁屑）8%组成的渗铝剂加热熔化至 840～860℃，待渗铝 3）将预热至 350～400℃的坩埚浸入 50 mm深的渗铝剂中 4）降温至 780℃±10℃时，保持 50 min，然后将坩埚提起冷至室温，并除掉外表面多余的铝糊后，涂上一层水玻璃加黄砂的保护层，自然冷却一昼夜 （3）扩散处理 1）于 300～400℃入炉，升温至 1 000℃±20℃，保温 5 h 2）随炉冷却至 600℃以下出炉空冷

4.2 铸型的准备

低压铸造使用的铸型种类很多，仅以金属型为例说明其准备过程。

先将金属型清理干净，预热到 200℃左右喷涂料，涂层厚 0.2～0.5mm，然后继续加热到铸型工作温度见表 5.9-11。

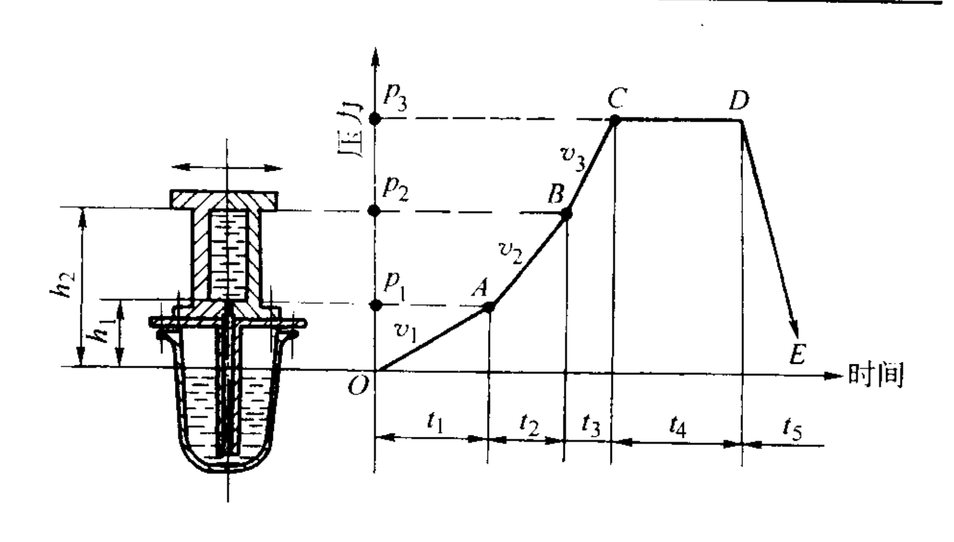
表 5.9-11 低压铸造用铸型工作温度 ℃

铸型类别	一般铸件	薄壁复杂铸件	金属型芯
金属型	200～300	250～320	250～350
干砂型	60～80	80～120	150～250（冷铁）

4.3 低压浇注

低压浇注过程分升液、充型、增压、保压和卸压延时冷却几个阶段，见表 5.9-12。

表 5.9-12 浇注过程各阶段参数



参数 \ 阶段	加压过程的各个阶段				
	OA 升液阶段	AB 充型阶段	BC 增压阶段	CD 保压阶段	DE 卸压延时冷却阶段
时间/s	t_1	t_2	t_3	t_4	t_5
压力/MPa	p_1	p_2	p_3(工艺要求)		趋于 0
加压速度/$MPa \cdot s^{-1}$	$v_1=p_1/t_1$	$v=(p_2-p_1)/t_2$	$v=(p_3-p_2)/t_3$	—	—

1）升液速度　为有利于型腔中气体的排除，升液速度缓慢些好。铝合金升液速度在 5～15 cm/s 间，加压速度为 1.27～1.75 kPa/s；镁合金的加压速度可提高 20%～30%。

2）充型压力　充型所需压力可按公式（5.9-4）计算：

$$p_2 = h\rho K/10\ 200 \tag{5.9-4}$$

式中，p_2 为充型压力，MPa；h 为合金液上升至铸件顶面的高度，cm；ρ 为合金密度；g/cm³，Al-Si 合金液密度见图 5.9-30；10 200 为单位换算系数，g/N；K 为充型阻力系数，$K=1～1.5$。

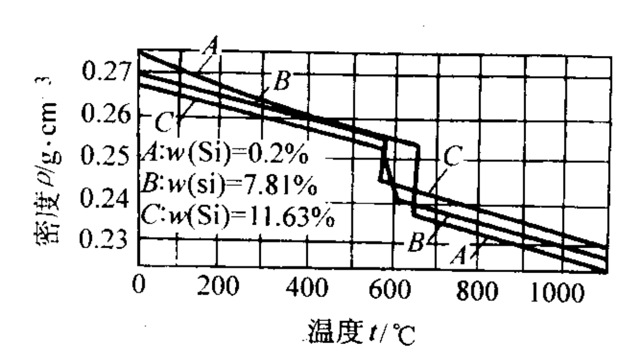


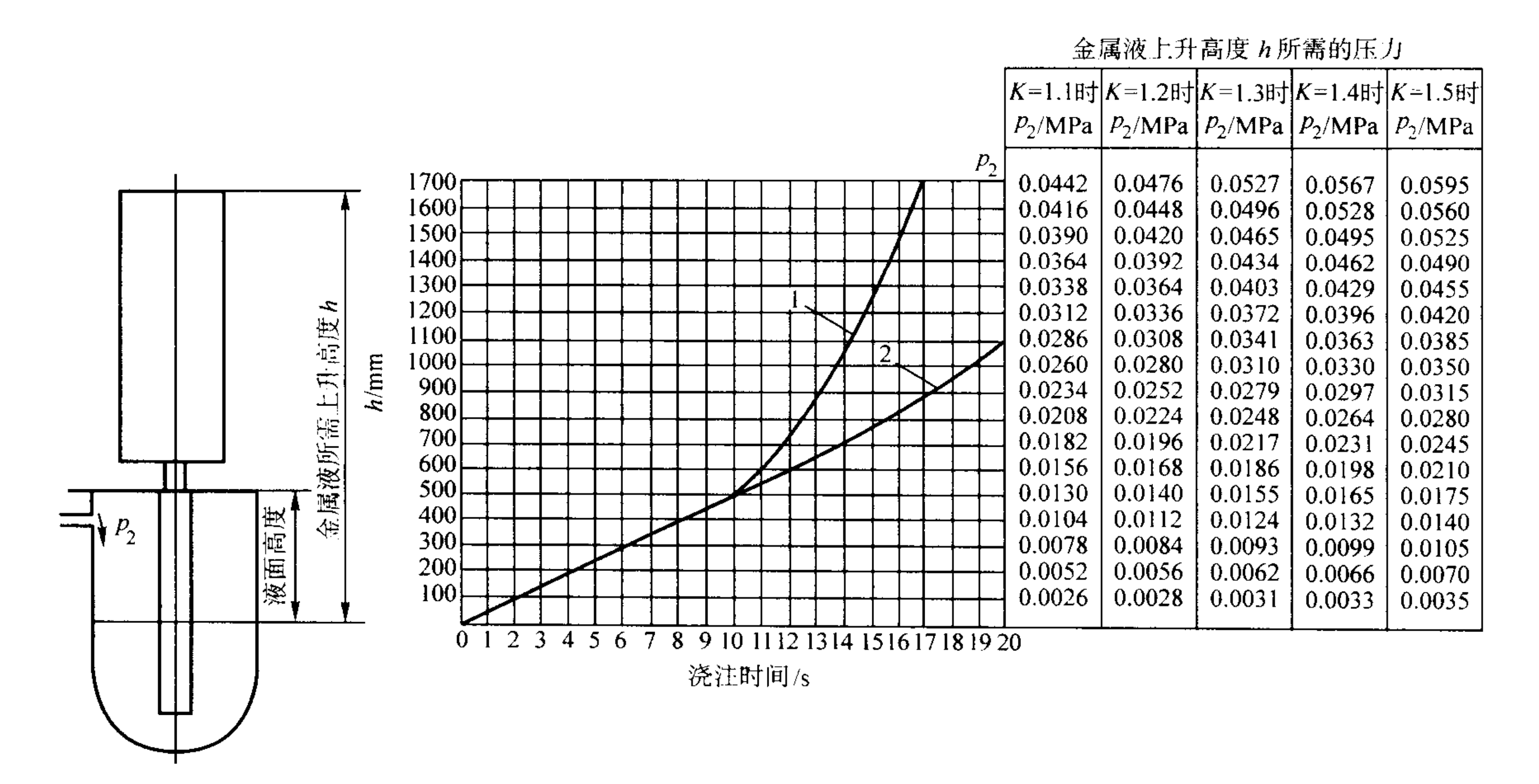
图 5.9-30 Al－Si 合金液温度－密度曲线

3）充型速度　充型速度取决于通入坩埚内气体压力增加的速度，按式（5.9-5）计算。

$$v_2 = (p_2 - p_1) / t_2 \tag{5.9-5}$$

式中，p_1、p_2 分别为升液和充型压力，MPa；t_2 为充型时间，s。

充型速度过慢会造成铸件轮廓不清、冷隔和浇不到缺陷。另外，也应避免充型速度过快造成金属液涡流、卷气，一般充型速度在 5 ~ 10 cm/s 之间。图 5.9-31 是 Al - Si 合金低压铸造充型速度和充型压力的关系曲线。



金属液上升高度 h 所需的压力

K=1.1时 p_2/MPa	K=1.2时 p_2/MPa	K=1.3时 p_2/MPa	K=1.4时 p_2/MPa	K=1.5时 p_2/MPa
0.0442	0.0476	0.0527	0.0567	0.0595
0.0416	0.0448	0.0496	0.0528	0.0560
0.0390	0.0420	0.0465	0.0495	0.0525
0.0364	0.0392	0.0434	0.0462	0.0490
0.0338	0.0364	0.0403	0.0429	0.0455
0.0312	0.0336	0.0372	0.0396	0.0420
0.0286	0.0308	0.0341	0.0363	0.0385
0.0260	0.0280	0.0310	0.0330	0.0350
0.0234	0.0252	0.0279	0.0297	0.0315
0.0208	0.0224	0.0248	0.0264	0.0280
0.0182	0.0196	0.0217	0.0231	0.0245
0.0156	0.0168	0.0186	0.0198	0.0210
0.0130	0.0140	0.0155	0.0165	0.0175
0.0104	0.0112	0.0124	0.0132	0.0140
0.0078	0.0084	0.0093	0.0099	0.0105
0.0052	0.0056	0.0062	0.0066	0.0070
0.0026	0.0028	0.0031	0.0033	0.0035

图 5.9-31　Al-Si 合金低压铸造充型速度和充型压力的关系曲线

1—铸件冷却速度较快时使用（如金属型、薄壁复杂铸件等）；

2—铸件冷却速度较慢时使用（如砂型、简单厚壁铸件等）

4）增压压力　增压压力又称结晶压力，它越大铸件补缩效果越好，组织越致密。用砂型和砂芯的铸件，增压压力选择是以不产生机械粘砂和胀砂为前提，在 0.04 ~ 0.07 MPa 之间。特别厚大的铸件和用金属型、芯的铸件，增压压力可达 0.2 ~ 0.5 MPa。

5）保压时间　保压应到铸件完全凝固为止。铸件的凝固速度受到铸件结构、合金种类、浇注温度、铸型温度、冷却条件等多种因素的影响。生产中可按图 5.9-32 由铸件重量、浇道设置等来确定保压时间，但考虑的影响冷却条件因素不全，图中数据仅供参考。也有以铸件浇道残留长度确定保压时间，浇道残留长度 20 ~ 50 mm 为宜，此法也可供参考。在批量生产中，首批冷却得较快，保压时间可缩短 1 ~ 2 min。

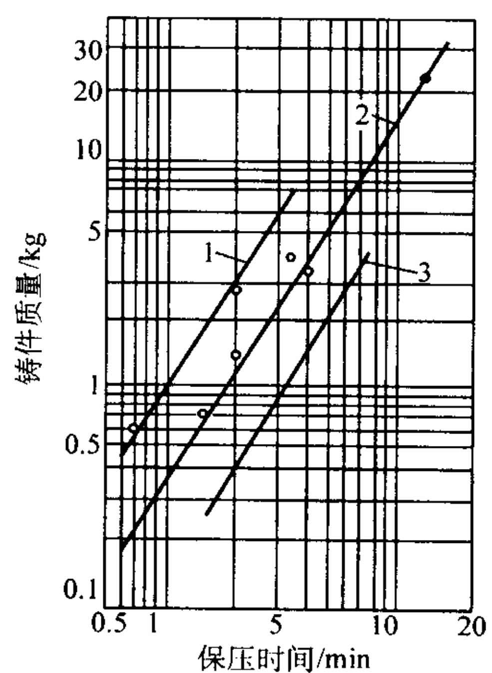


图 5.9-32　铸件重量与保压时间的关系

1—浇道设在薄壁处；

2—浇道设在中等壁厚处；3—浇道设在厚壁处

6）卸压延时冷却　一般在卸压后 1 ~ 2 min 再开型，保证铸件完全凝固。

7）液面加压规范见表 5.9-13。

4.4　低压铸造实例

1）活塞　图 5.9-33 为铝活塞和柴油机活塞。活塞要求组织致密，其化学成分见表 5.9-14。

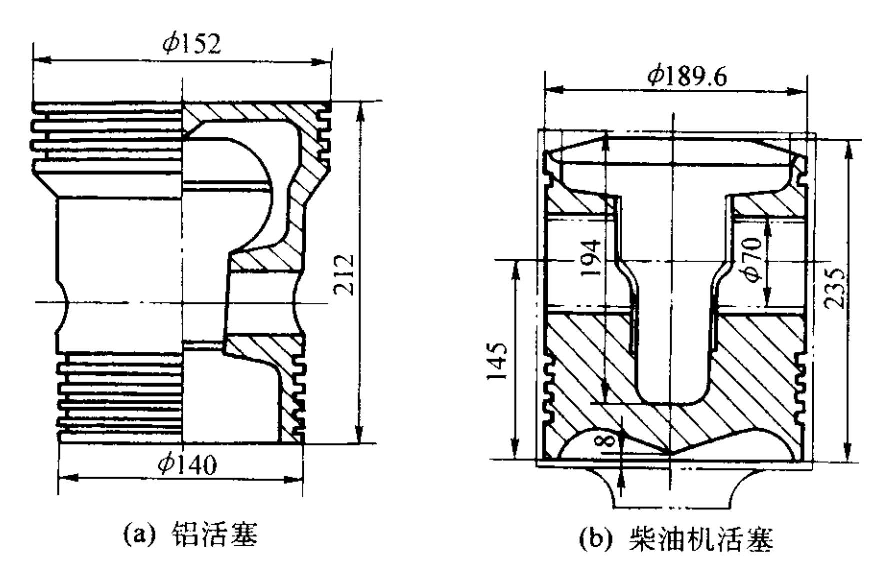


图 5.9-33　活塞

采用金属型低压铸造，其浇注工艺参数见表 5.9-15。低压铸造的铝活塞质量均达到技术要求，废品率比砂型重力铸造下降 30% ~ 45%，工艺出品率高达 90%。

2）气缸盖　气缸盖材质 ZL104，铸件重 10.5 kg。它是发动机上的重要零件，形状复杂，质量要求高。密封试验时不得渗漏，铸件针孔度Ⅰ、Ⅱ级。

低压铸造时采用金属型、砂芯。工艺参数见表 5.9-16。采用该法生产的气缸盖质量达到技术要求，废品率低。

表 5.9-13 液面加压规范

应用范围	加压规范	说明
金属型薄壁铸件	p v_3 v_2 v_1 p=0.05～0.1MPa t	一般采用3级： 升液 v_1 = 0.001 1 ~ 0.014 MPa/s 充型 v_2 = 0.002 ~ 0.005 MPa/s 增压 v_3 = 0.005 ~ 0.010 MPa/s 增压压力 p_3：一般为 0.05 ~ 0.10 MPa，如有特殊要求，可增大至 0.2 ~ 0.3 MPa
金属型厚壁铸件	p v_3 v_2 v_1 p=0.05～0.1MPa t	充型速度不要求太快，充型速度可采用升液速度： $v_2 = v_1$ = 0.001 1 ~ 0.014 MPa/s v_3 = 0.005 ~ 0.010 MPa/s p_3 = 0.05 ~ 0.15 MPa
薄壁干砂型及干砂芯金属型	p v_3 v_2 v_1 p=0.05～0.15MPa t	v_1、v_3 同金属型薄壁铸件 v_2 = 0.001 4 ~ 0.004 MPa/s 充型阶段结束后必须有一段短暂的结壳时间，但应视具体的铸件而定。较薄的铸件也可以不停，继续按 v_2 的速度增压 p_3 = 0.05 ~ 0.15 MPa
厚壁干砂型	p v_3 v_2 v_1 10～15s t	加压规范与厚壁金属型相似，但充型速度 v_3 结束时，必须有约 10 ~ 15 s 的结壳时间
湿砂型	p v_2 v_2' v_1 A B t	A 是薄壁湿砂型加压规范 B 是厚壁湿砂型加压规范 v_1 = 0.001 1 ~ 0.014 MPa/s v_2 = 0.001 4 ~ 0.002 5 MPa/s $v_2 = v_1$ 湿砂型一般不增压，也可稍许增压
一般简单小件	p v_3 v_2 v_1 t	可采用一种速度，也可视铸件的结构和铸型种类参照上列5种情况而定

表 5.9-14 活塞化学成分（质量分数） %

名称	Si	Cu	Mg	Ni	Mn	Al
柴油机活塞	11 ~ 13	0.8 ~ 1.5	0.8 ~ 1.3	0.8 ~ 1.3	0.3 ~ 0.5	余量
铝活塞	11.5 ~ 13	0.5 ~ 1.5	0.5 ~ 1.5	0.5 ~ 1.5	—	

表 5.9-15 活塞低压浇注工艺参数

工艺参数 / 铸件名称	充型压力/MPa	充型时间/s	结晶压力/MPa	结晶时间/s	浇注温度/℃	金属型预热温度/℃		
						型腔	型芯	浇道
柴油机活塞	0.029	25	0.196	110 ~ 140	660 ~ 680	240 ± 20	240 ± 20	310 ± 20
铝活塞	0.058	8 ~ 12	0.294	—	660 ± 10	240 ± 20	240 ± 20	—

3）叶轮 叶轮见表 5.9-3 图 1，材质 ZL203，零件净重 3.6 kg，直径 520 mm，叶轮正面有 48 条肋。背后为平面，针孔度Ⅱ级。

表 5.9-16 铝气缸盖低压铸造工艺参数

名称	加压速度/MPa·s⁻¹	充型时间/s	保压压力/MPa	保压时间/min	冷却时间/min	浇注温度/℃	铸型温度/℃
参数	0.0058 ~ 0.0076	10 ~ 20	0.039 ~ 0.049	5 ~ 6	1 ~ 2	710 ± 10	上模：200 ~ 250 下模：300 ~ 350

低压铸造叶轮铸型装配图见图 5.9-34，采用石膏型。低压铸造工艺参数见表 5.9-17。该法生产的叶轮轮廓清晰、尺寸精确。

4）螺旋桨 螺旋桨是船舶推进系统中的重要部件，材质为铜合金，螺旋桨有甲、乙两种，表 5.9-18 为两种螺旋桨的主要结构参数，表 5.9-3 图 2 为甲种螺旋桨。

低压铸造时，可采用砂型或石墨型两种铸型，两种铸型的低压铸造几项经济指标见表 5.9-19，可见，石墨型低压铸造优于砂型低压铸造。螺旋桨低压浇注工艺参数见表 5.9-20。

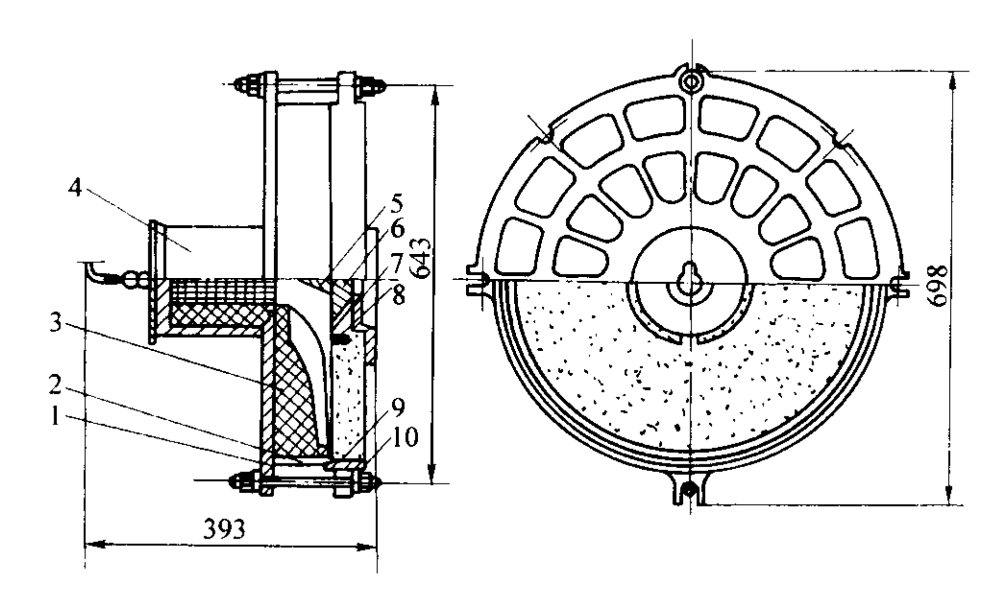


图 5.9-34 叶轮铸型装配图

1—盖板；2—浇注阀；3—石膏型；4—冒口；5—冷芯；6—冷铁；7—浇口板；8—钉子；9—底箱；10—螺栓

表 5.9-17 叶轮低压浇注工艺参数

名称	升液加压速度/MPa·s^{-1}	充型加压速度/MPa·s^{-1}	增压速度/MPa·s^{-1}	增压压力/MPa	保压时间/s
参数	0.001 2	0.002 8	0.01 ~ 0.015	0.098 ~ 0.017	100

表 5.9-18 甲、乙两种螺旋桨主要结构参数

名称	主要参数					材料牌号	质量/kg
	直径 D/m	螺距 P/m	螺距比 P/D	盘面比 A_a/A_b	叶数 z		
甲种螺旋桨	0.638	0.791	1.24	1.15	3	ZCuZn23Al5-Mn2Fe2	43.2
乙种螺旋桨	0.65	0.515	0.79	0.55	4	ZCuZn40Mn3Fe1	28

表 5.9-19 几项经济指标比较

名称 \ 项目		投炉量/kg	铸件重/kg	铸造工时/h	机械加工工时/h
甲种螺旋桨	石墨型低压铸造	120	80	4 ~ 6	300
	砂型低压铸造	185	120	28 ~ 32	400
乙种螺旋桨	石墨型低压铸造	50	35	2	50
	砂型低压铸造	120	50	24 ~ 28	150

表 5.9-20 螺旋桨低压浇注工艺参数

名 称	充型压力/MPa	充型时间/s	增压压力/MPa	保压时间/s	浇注温度/℃	铸型温度/℃
甲种螺旋桨	0.068 ~ 0.078	20 ~ 25	0.345 ~ 0.49	120 ~ 150	1 000 ~ 1 060	150 ~ 200
乙种螺旋桨	0.04 ~ 0.05	18 ~ 20	0.345 ~ 0.49	110 ~ 130	980 ~ 1 020	150 ~ 200

5 特种低压铸造工艺

5.1 差压铸造

差压铸造是在低压铸造法的基础上发展起来的，充填成型是低压铸造过程，而铸件凝固是在压力下结晶的过程。其实质是低压铸造和压力下结晶两种工艺的结合。可获得无气孔、无夹杂、组织致密的铸件，其力学性能大大超过一般重力铸造。

5.1.1 概述

(1) 差压铸造的工作原理及分类

差压铸造是液体金属在差压作用下，充填到预先有一定压力的铸型中，进行结晶、凝固而获得铸件的一种工艺方法，原理见图 5.9-35，又分增压法和减压法。

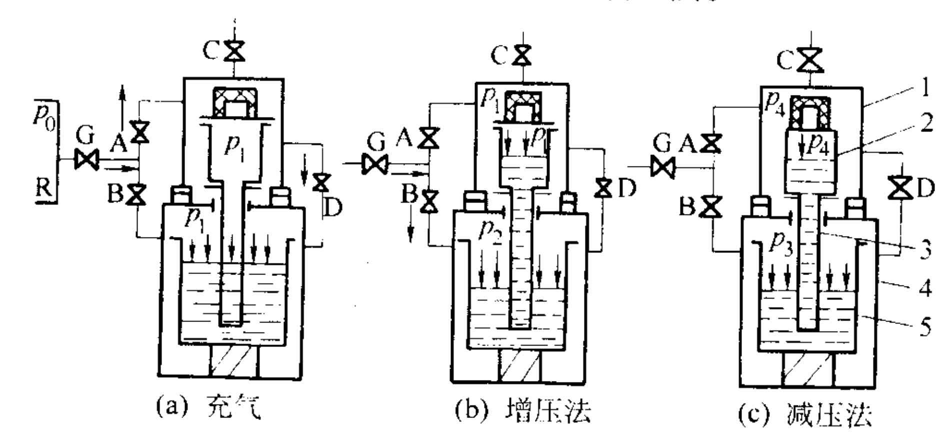


图 5.9-35 差压铸造工作原理

1—上压力筒；2—铸型；3—升液管；4—下压力筒；5—坩埚

1) 增压法 见图 5.9-35a、b，首先打开阀门 G、A、D，使压力为 p_0 的干燥压缩空气进入上、下压力筒中。当互通的上下压力筒内压力达到 p_1 时，先关闭阀门 A，然后关闭阀门 D，使上下筒隔绝。再打开阀门 B 向下筒通压缩空气，使之压力增至 p_2，如图 5.9-35b 所示。上下筒的压力差 $\Delta p = p_2 - p_1$。压力差使坩埚内的金属液沿升液管经浇道进入型腔。充型结束后继续充气升压到一个较高的压力下，让铸件结晶凝固，关闭阀门 B，保压一段时间。铸件凝固后打开阀门 D 和 C，上下筒同时放气，升液管中未凝固的金属液靠自重流回坩埚。

2) 减压法 先打开阀门 G、A、D，让上下筒内压力达到 p_3。关闭阀门 A 和 D，打开阀门 C，使上筒压力由 p_3 降至 p_4，见图 5.9-35c。此时上下筒的压力差 $\Delta p' = p_3 - p_4$。压力差使金属液充型。充型结束后关闭阀 C，保压一段时间。待铸件完全凝固后，打开阀门 D 和 C，上下筒同时放气，升液管中未凝固的金属液靠自重流回坩埚。

(2) 差压铸造特点

1) 可获得最佳充型速度。低压铸造虽可调节充型速度，但型腔内空气受热膨胀，给金属的反压力是变动的，较难控制准确的充型速度。

差压铸造的充型压力和型腔内的反压力均可调节，从而可获得最佳充型速度。同时，型腔内有较高的反压力，不容易引起金属液喷射、飞溅，能平稳充型。这对生产质量要求高的大型复杂铸件是很有利的。

2) 可调节压差 Δp，从而获得轮廓清晰、尺寸精确的铸件 这对生产薄壁铸件是很有利的，现已用此法生产出壁厚为 0.5 mm 的波导管。

3) 金属液在高压下结晶凝固，铸件组织致密，力学性能好。表 5.9-21 是用低压铸造和差压铸造生产的镁合金壳体铸件力学性能比较。可以看出，差压铸造生产的铸件抗拉强度提高了 20% ~ 30%，断后伸长率提高 2 倍左右。

表 5.9-21 差压铸造与低压铸造镁合金壳体力学性能的比较

铸造方法	力学性能	取样部位厚度/mm				
		35	8	20	12	40
差压铸造	抗拉强度 σ_b/MPa	281	278	274	265	277
	断后伸长率 δ/%	16.4	14.8	16.3	11.0	16.5
低压铸造	抗拉强度 σ_b/MPa	222	223	198	224	224
	断后伸长率 δ/%	8.8	8.6	6.0	8.3	9.1

4）可以实现控制气氛浇注。可以控制合金液和铸型型腔上部气体分压，如能使有害气体分压趋于零，则可生产出有害气体含量非常低的铸件。另外，高压下能提高气体的溶解度，如在钢中溶入 N_2，以提高合金强度和耐磨性。

（3）应用

差压铸造适用于生产薄壁复杂的中大或小型铸件。铸型可选择石膏型、石墨型、壳型、金属型、砂型等。适用于铝合金、锌合金、镁合金、铜合金、铸铁和铸钢，可用于单件、小批及批量生产中。

生产的铸件有电机壳、阀门、叶轮、气缸体、轮毂、导弹舱体、增压器蜗轮、波导管等。国内已用该法生产出直径 ϕ540 mm、高 890 mm，壁厚 8 ~ 10 mm 的大型薄壁复杂整体舱铸件，据报道保加利亚生产出 0.5 t 的含氮合金钢铸件。

5.1.2 差压铸造的浇注工艺

（1）差压铸造浇注过程特点

差压铸造加压分为 6 个阶段，见图 5.9-36 所示。$0 \sim t_1$ 为充气阶段，$t_1 \sim t_2$ 为压力平衡阶段，$t_2 \sim t_3$ 为升液阶段，$t_3 \sim t_4$ 是充型阶段，$t_4 \sim t_5$ 为保压阶段，$t_5 \sim t_6$ 为互通阶段。

图 5.9-36a 为增压法各阶段时上、下压力筒的压力变化曲线，图 5.9-36b 为减压法各阶段上、下压力筒的压力变化曲线。根据上述压力变化曲线，可以绘制出差压铸造的充、排气特性图（见图 5.9-37）。

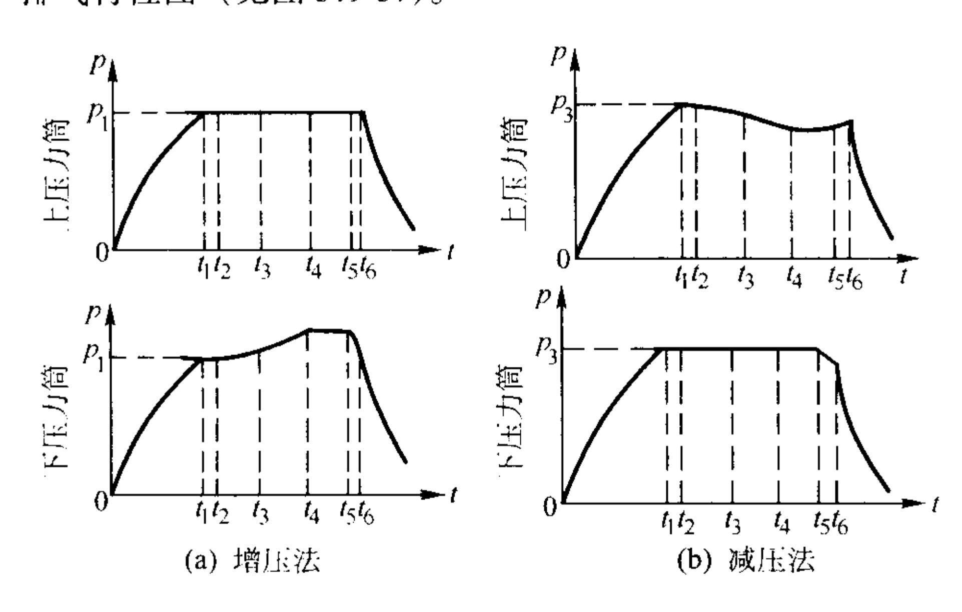


图 5.9-36 差压铸造加压工艺示意图

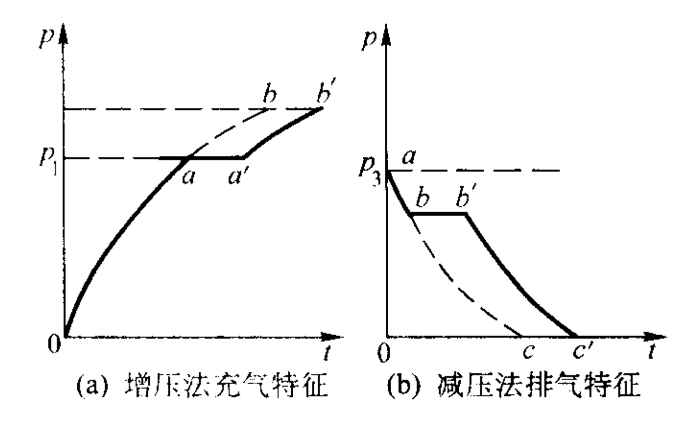


图 5.9-37 差压铸造的充、排气特性图

图 5.9-37a 为增压法加压充气特性图。$0a$ 为压力筒充气至 p_1 压力，aa' 为上下压力筒压力平衡，$a'b'$ 为下压力筒升压曲线。$a'b'$ 段线性较差，故金属液充型速度会发生波动。图 5.9-37b 为减压法排气特性图。$0a$ 为压力筒充气至 p_3 压力；ab 为上压力筒开始排气，即进行浇注；保压 bb' 段后，再排气至 c'。从图上可看出，ab 段占整个曲线的比例很小。在浇注铝合金时，一般充气压力为 0.5 ~ 0.6 MPa，ab 段仅占总曲线的 1/6 ~ 1/8，非常接近直线，线性性能好。因此，增压法和减压法相比，后者金属液上升平稳，而增压法则较差。

（2）工艺参数选择

1）充型压力差 Δp　按式（5.9-4）计算。

2）结晶压力　差压铸造时，金属在压力下结晶，结晶压力越大，铸件的力学性能就越好，图 5.9-38 是结晶压力与抗拉强度的关系曲线。但结晶压力过大会给设备制造带来困难。结晶压力和铸件结构、合金结晶特性等因素有关，一般在 0.3 ~ 1.0 MPa 之间，共晶合金为 0.3 ~ 0.4 MPa，固溶体合金为 0.6 ~ 0.8 MPa，N_2 的质量分数为 0.6% 的合金钢结晶压力可达 1.2 ~ 1.6 MPa。

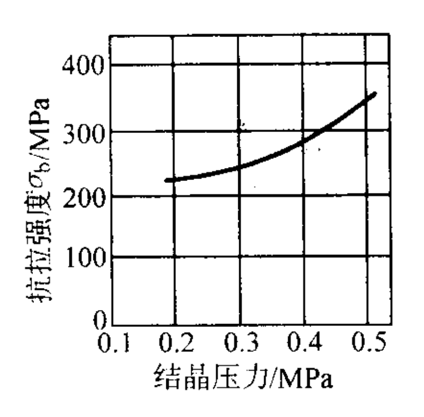


图 5.9-38 结晶压力与抗拉强度的关系

3）升液速度　升液速度较慢，应保持金属液平稳、缓慢升液，避免喷溅、翻滚。

4）充型速度　充型速度决定了铸件质量，一般充型速度应比升液速度快些，但不宜过快，要防止二次夹渣的产生。充型速度与铸件复杂程度、壁厚、大小和合金种类有关，还与所用铸型种类有关。充型速度常通过试验决定。如用金属型生产复杂铝铸件，充型速度可快一些；而用砂型浇注厚大铝铸件时，充型速度则需慢些；浇注镁合金铸件则比铝合金铸件充型速度要小些。

图 5.9-39 的 ZM5 镁合金壳体铸件，铸件直径 508 mm，高 1 030 mm，采用缝隙式浇注系统，沿圆周方向均匀分布 8 条缝隙浇道，铸型为砂型，其充型速度仅 2.8 cm/s。而生产 ZL102 铝合金长 190 mm，宽 100 mm 的有热节的薄壁平板铸件时，用石膏铸型，充型速度达 8 cm/s。

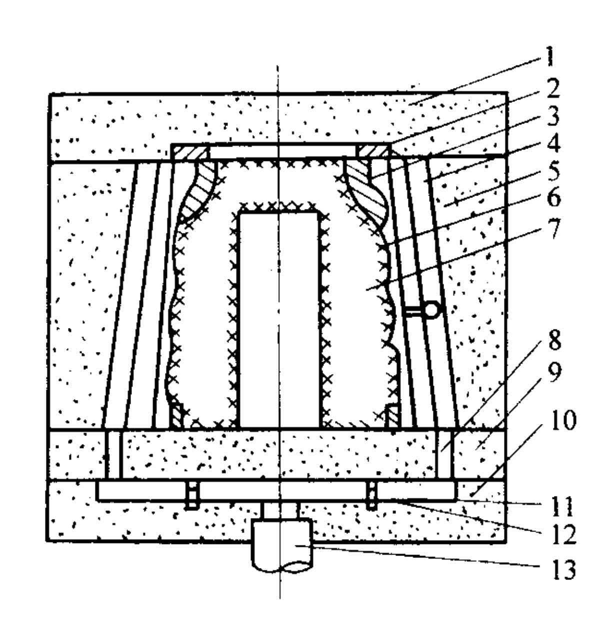


图 5.9-39 镁合金壳体铸件差压铸造工艺简图

1—上型；2—冷铁；3—成形冷铁；4—缝隙式浇道；5—中型；6—型腔；7—砂芯；8—内浇道；9—下型；10—底型；11—横浇道；12—过滤网；13—直浇道

5）保压时间　保压时间应大体上与铸件凝固时间相同。因此，保压时间与铸件大小、壁厚、合金种类、铸型种类及结晶压力等有关。铸件壁厚越厚、合金结晶温度范围越宽，保压时间就越长。砂型比金属型保压时间长。结晶压力越大，保压时间越短。一般说，差压铸造比低压铸造的保压时间要短。

6）浇注温度　由于金属液是在压力下充型，所以差压铸造浇注温度比一般重力铸造可低些。如浇铝合金时，浇注温度可低 30 ~ 60℃。

5.1.3 差压铸造设备

差压铸造设备由主机、压力控制及供气三部分组成，如图5.9-40所示。

（1）主机

主机（见图5.9-41）包括上、下压力筒、中隔板、锁紧机构、电阻炉、坩埚、升液管及控制系统等。为使设备保持密封，中隔板的上下两面应垫耐高温的石棉板、石棉绳、石墨盘根或硅橡胶圈。

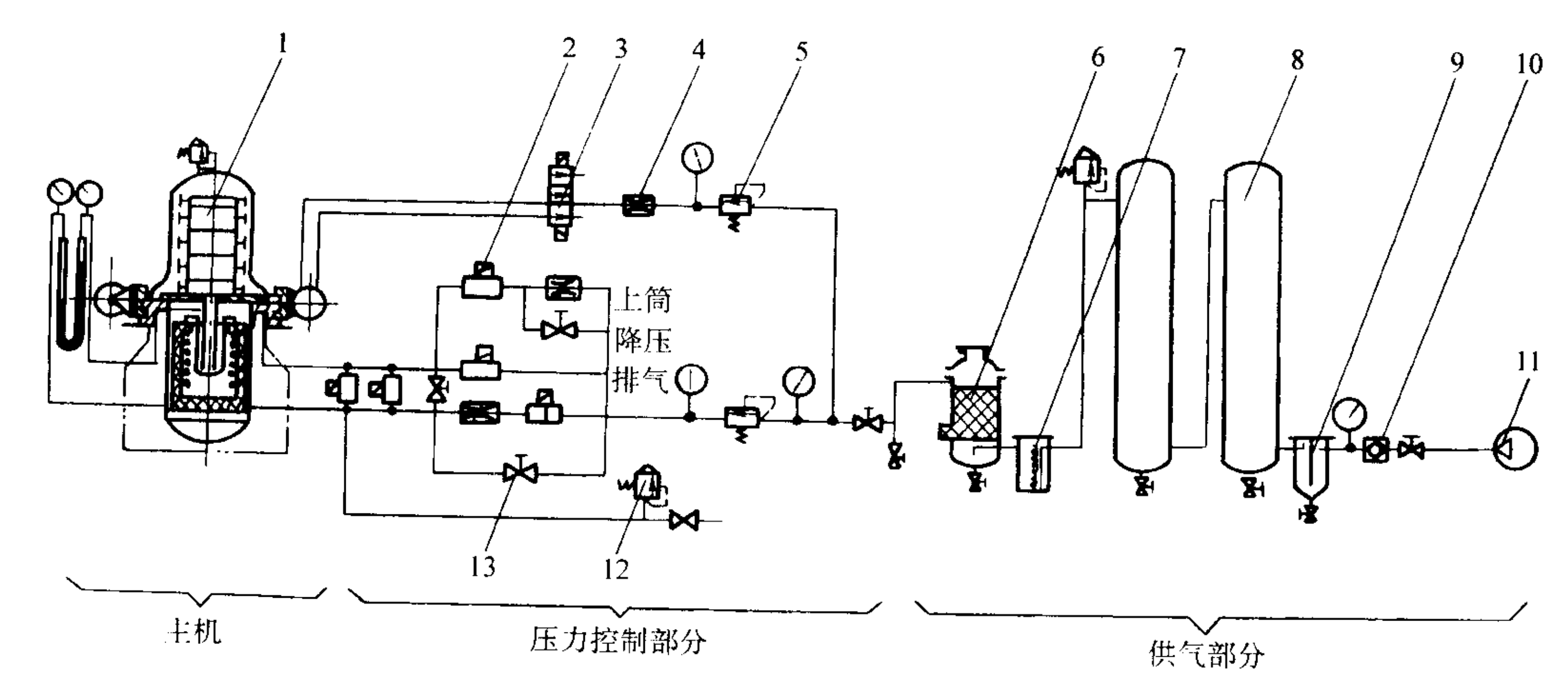


图5.9-40 差压铸造设备组成示意图

1—主机；2—电磁阀；3—电控滑阀；4—节流阀；5—减压阀；6—空气干燥器；7—空气电热器；8—储气罐；9—气水分离器；10—逆止阀；11—气源；12—安全阀；13—调节阀

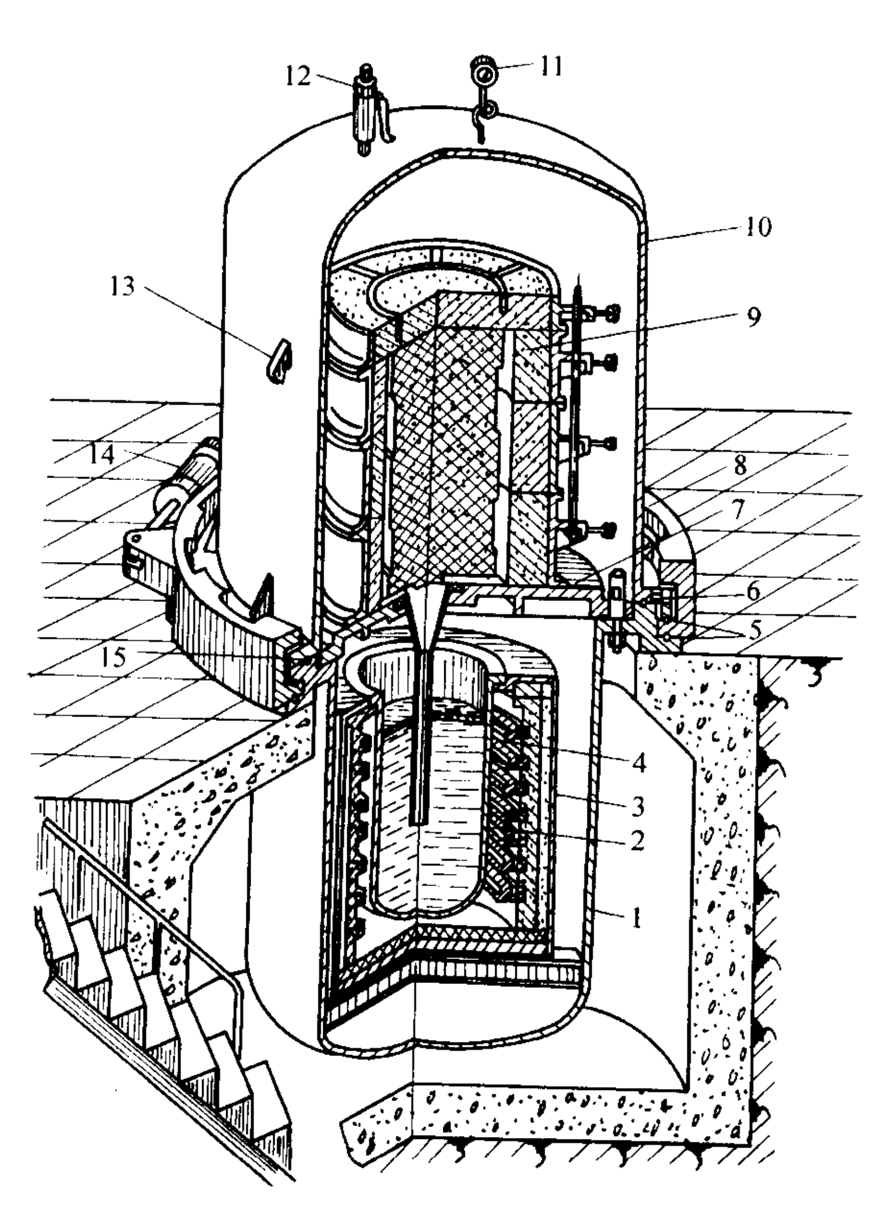


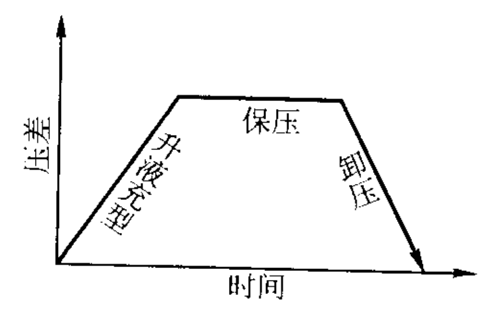
图5.9-41 差压铸造主机简图

1—下压力筒；2—坩埚；3—电阻炉；4—升液管；5—滚珠；6—定位销；7—中隔板；8—卡环；9—铸型；10—上压力筒；11—压力表；12—安全阀；13—吊耳；14—气缸；15—O形圈

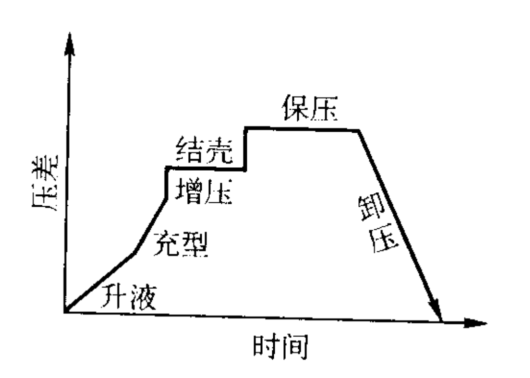
（2）气压控制

气压控制有两种：手动液面加压控制系统、微机控制液面加压系统。

手动液面加压控制系统的工作原理与低压铸造机相似。微机控制液面加压系统由控制元件、传感器、数学模型、控制算法、计算机系统等构成。典型的加压曲线见图5.9-42。



(a)手控压差曲线



(b)微机控制压差曲线

图5.9-42 典型的加压曲线

（3）供气部分

供气部分由气水分离器、储气罐、空气干燥器、空气电热器和气源组成。

5.1.4 差压铸造机微机控制系统

差压铸造微机控制系统简图见图5.9-43所示。

设备在计算机控制下工作。先发出锁型命令使8锁型驱动缸动作。7锁型到位发出信号，打开2送压电磁阀和4互通阀，使11、6上下压力罐充气，由电接点压力表检测到达规定的压力值后，再延长一段时间，让压力平衡。然后开始升液，计算机按工艺要求产生给定信号，并与上下罐压差信号进行比较、运算，产生调节信号输出给16薄膜调节阀，通过改变阀口开度达到调节压差的目的。当金属液升至12铸型的浇口时，设在该处的触点发出升液结束信号，通知计算机应进行充型。在充型阶段可视工艺要求设置触点，根据触点发出的信号，可及时算出金属液充填铸型各段的平均速度，并调节使之按给定充填速度变化。充型结束后开始保

压。保压结束打开4互通阀和14排气阀，使上下压力罐排气，升液管中未凝固的金属液流回坩埚。排气结束，按结束键，使铸型打开，各电磁阀复位。

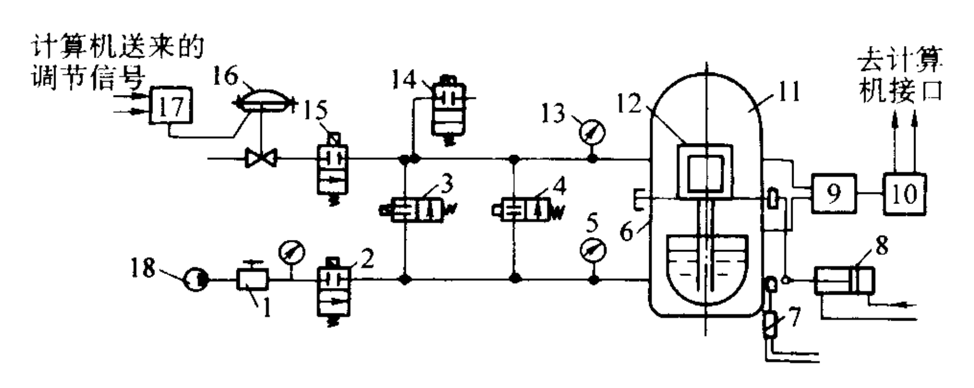


图5.9-43 差压铸造微机控制系统简图

1—截止阀；2—送压用电磁阀；3—补气阀；4—互通阀；5、13—电接点压力表；6—下压力罐及坩埚；7—锁型到位发信号装置；8—锁型驱动缸；9—压差变送器；10—气电转换装置；11—上压力罐；12—铸型；14—排气阀；15—降压阀；16—薄膜调节阀；17—阀门定位器；18—气源

计算机可以把各触点的时间、压差、平均速度、动差率、静差以及给定曲线和跟踪曲线等打印出来，作为资料保存。

5.2 真空吸铸

5.2.1 概述

(1) 工艺过程

真空吸铸是将铸型浇口插入金属液中，再将铸型抽真空，使铸型型腔内为负压，让金属液充型，并在负压下进行冷却、凝固的铸造方法。铸型可以是金属的水冷结晶器（见图5.9-44），也可是熔模型壳、石膏型、陶瓷型、树脂砂型等，见图5.9-45、图5.9-46。

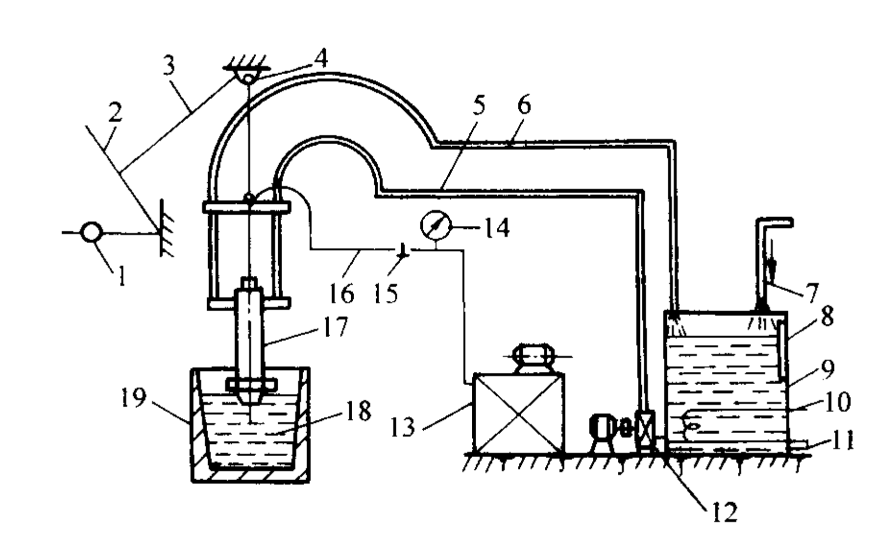


图5.9-44 用结晶器的真空吸铸示意图

1—平衡锤；2—升降杆；3—钢丝绳；4—滑轮；5—进水管；6—出水管；7—自来水管；8—温度计；9—水箱；10—蒸气加热管；11—放水管；12—水泵；13—抽真空装置；14—真空表；15—三通阀；16—真空软管；17—结晶器；18—石墨坩埚；19—熔化炉

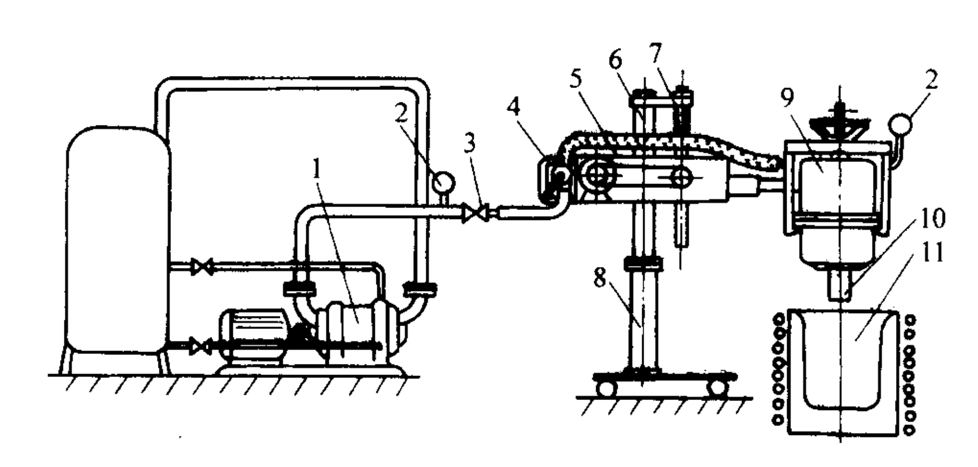


图5.9-45 熔模真空吸铸示意图

1—水环泵；2—真空表；3—阀门；4—操纵阀；5—横臂；6—立轴；7—丝杆；8—支架；9—铸室；10—型壳；11—坩埚

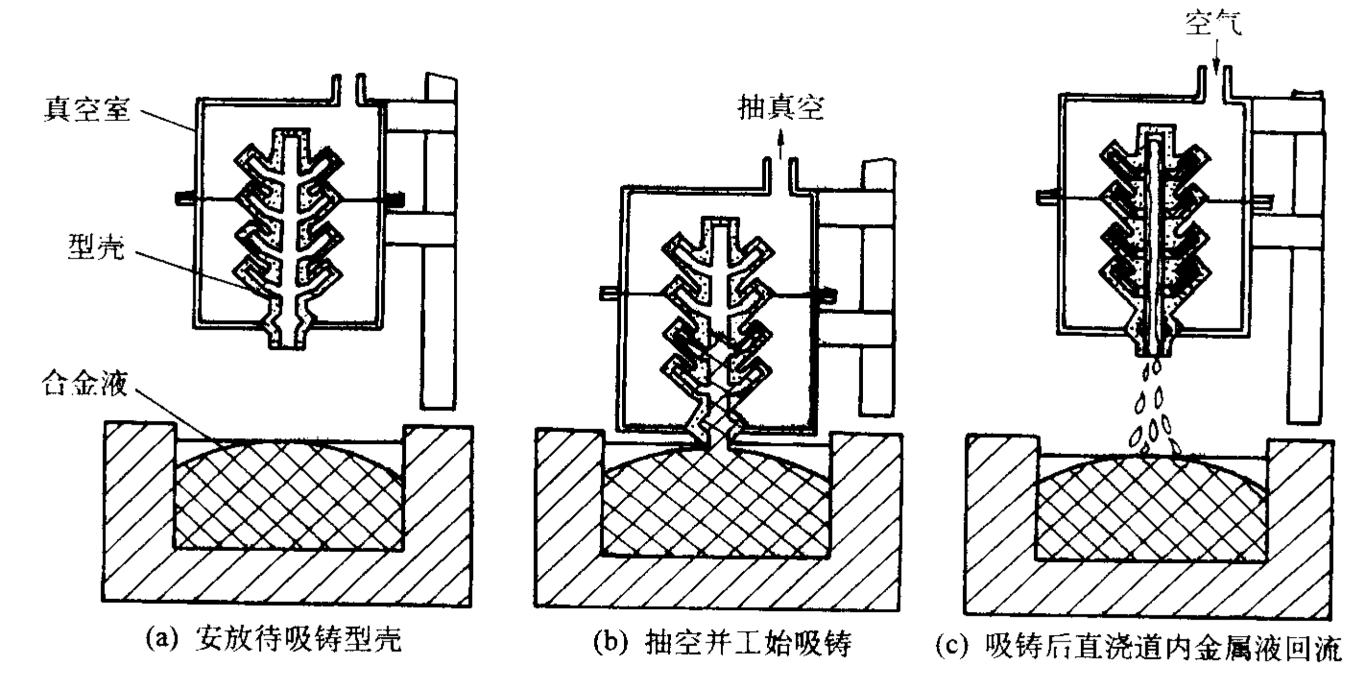


图5.9-46 熔模真空吸铸工艺过程示意图

(2) 工艺特点

1) 减少废品，提高了铸件质量。吸铸时，金属液充型平稳，同时金属液是从液面下吸入的，非常干净，减少了气孔和夹渣。可以采用较低的浇注温度，铸件晶粒细化，力学性能提高，见表5.9-22。

2) 良好的充型性能。一般熔模铸件壁厚不小于1.5 mm，而吸铸时型壳中无气垫，铸件最薄处可达到0.3 mm。

3) 大大提高了金属液利用率和工艺出品率。

4) 简化工艺、降低成本。

5) 改善浇注条件，易于实现机械化。

表5.9-22 真空吸铸对铸件力学性能的改善

合金种类	铸造方法	抗拉强度 σ_b/MPa	伸长率 δ/%	布氏硬度 HBS	备注
ZCuSn10Zn2	真空吸铸	373	14.6	107	耐磨性比砂型铸造提高7%
	砂型铸造	235	13	97	
ZL105A	熔模真空吸铸	344.6	14.0	—	—
	熔模重力浇注	311.5	8.0	—	—
ZG0Cr17 Ni4Cu4Nb	熔模真空吸铸	1 275.7	13.5	—	—
	熔模重力浇注	1 246.1	11.0	—	—

(3) 应用范围

结晶器吸铸通常用于生产直径小于 120 mm 的圆筒、圆棒类铸件。特别是铜合金铸件应用广泛，铝合金、锌合金的应用也在发展中。

与熔模铸造、树脂砂型铸造等结合的真空吸铸则可生产复杂薄壁铸件。

5.2.2 结晶器的真空吸铸

(1) 设备

带结晶器的真空吸铸设备由熔化炉、主机、冷却系统和真空系统组成，见图 5.9-47。主机由结晶器及结晶器移动机构组成，见图 5.9-48。

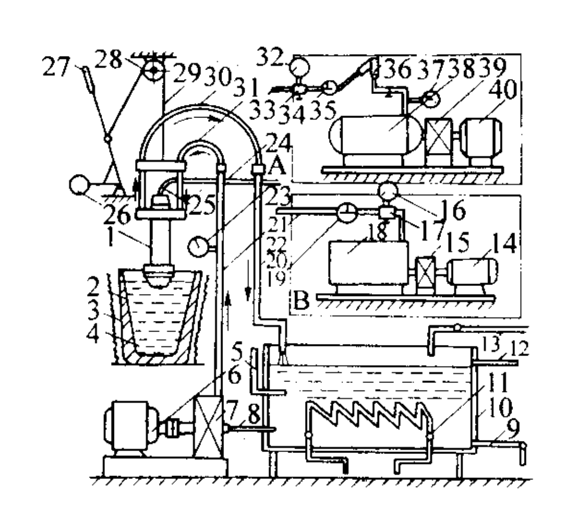


图 5.9-47　带结晶器真空吸铸设备组成图

1—结晶器；2—坩埚；3—加热器（金属熔炼或保温）；4—液体金属；5—温度计；6、14、40—电动机；7—水泵；8—供水管；9—放水管；10—水箱；11—水加热器；12—溢流管；13—自来水管；15—真空泵；16、32—真空表；17—真空调节器；18—真空罐；19—控制阀；20—排水管；21—进水管；22—抽气管；23、37—压力表；24—结晶器抽气管（可与 A 或 B 之 22 接通）；25—喉管；A、B—两种真空系统；26—平衡锤；27—结晶器升降杠杆；28—滑轮；29—钢索；30—结晶器冷却水回水软管；31—结晶器冷却进水软管；33—抽气管；34—真空调节阀；35—控制阀；36—负压喷嘴；38—储气罐；39—空气压缩机

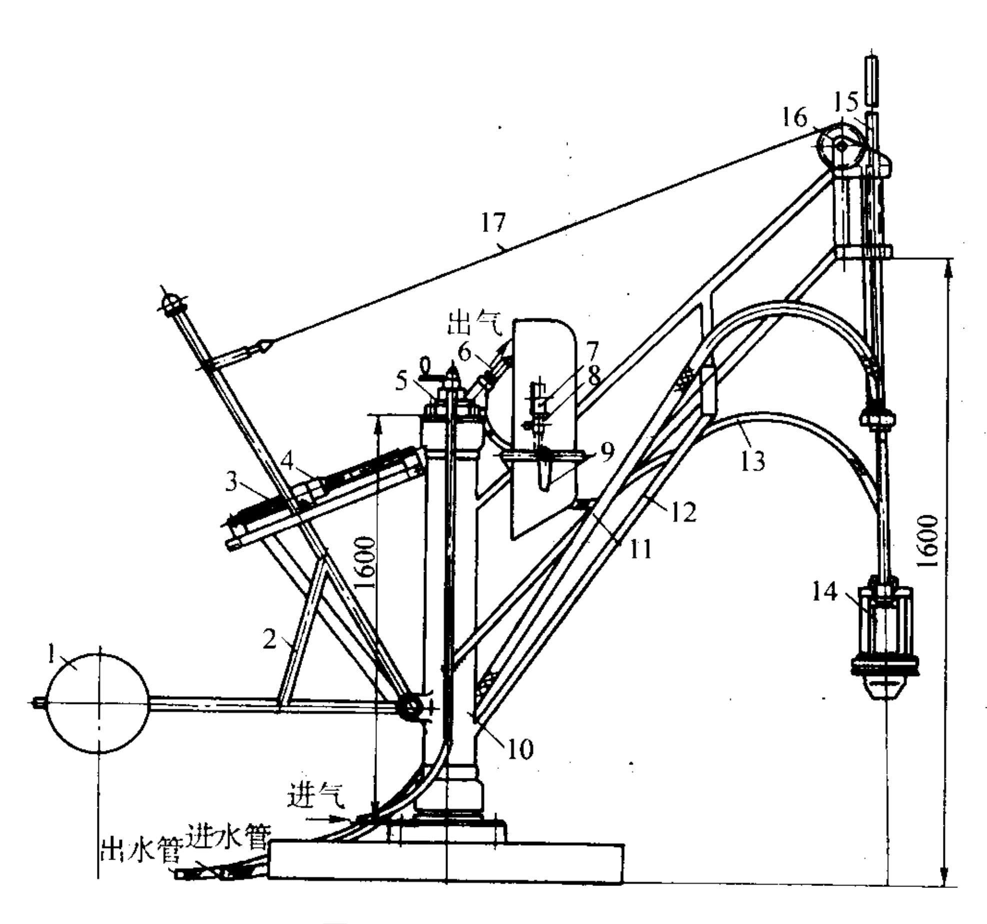


图 5.9-48　真空吸铸主机

1—平衡锤；2—升降杠杆；3—限位丝杆；4—限位挡板；5—控制阀；6—喷嘴；7—真空表；8—真空调节阀；9—控制手柄；10—机架；11—冷却水管；12—升降斜架；13—抽气管；14—结晶器；15—导向杆；16—滑轮；17—钢丝绳

1) 结晶器　由内套、外套、水管及抽真空喉管等组成，如图 5.9-49 所示。

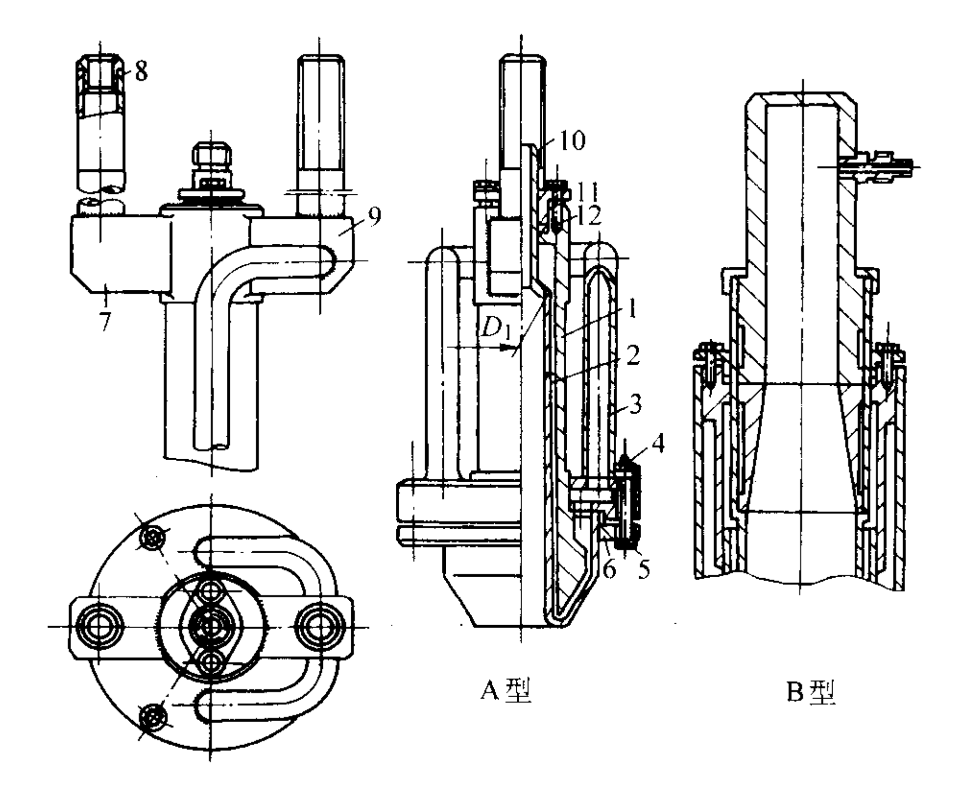


图 5.9-49　真空吸铸用结晶器

1—外套；2—内套；3—弯水管；4—环水室；5—环；6—胶圈；7、9—直角弯管；8—水管；10—帽；11—压盖；12—填料圈

内套的内腔尺寸可按下式计算

$$D_1 = D(1+\varepsilon) + \alpha_1 \tag{5.9-6}$$

式中，D_1 为内套小端的内径，mm；D 为铸件的直径，mm；ε 为合金的自由收缩率，%；α_1 为内套小端处的加工余量，mm。

内套的长度按铸件长度加收缩率加工余量确定。内套的结构尺寸见表 5.9-23。

表 5.9-23　内套的结构尺寸

名　称		尺　寸
壁厚		4 ~ 5 mm
内套型腔锥度		18′ ~ 27′
冷却水环形道间隙		4.5 ~ 5.5 mm
嘴部	圆弧半径	9 ~ 10 mm
	圆锥角	60°

2) 结晶器移动机构　如图 5.9-48 所示，结晶器移动机构可升降、回转，并有真空操纵盘等。

3) 真空系统　由抽真空装置、测量仪表和真空调节装置组成。

有两种获得负压的方法。一是用压缩空气经负压喷嘴造成负压，见图 5.9-47 右上角所示，由空气压缩机、储气罐、负压喷嘴、真空调节阀和控制阀组成。用 500 kPa 的压力一般可造成 43 ~ 48 kPa 的真空度。另一种是用真空泵获得负压，见图 5.9-47 右中部所示，由真空泵、真空罐、真空调节器和控制阀等组成。一般吸铸直径 100 mm、长 320 mm 的铜铸件，可选用抽气速度为 3 800 L/min 的真空泵。

真空调节装置则由真空调节阀、真空开关和节流嘴组成。

4) 冷却系统　见图 5.9-47 右下部，由水箱、水泵、压力表、温度计、加热器和阀门等组成。

结晶器出水温度为 40 ~ 60℃，为防止结晶器表面出现冷凝水，进水温度要高于室温 5 ~ 10℃，水压 0.2 ~ 0.25 MPa。为保证足够的流量，水箱容积不小于 2 m^3，水泵流量大于 20m^3/h。长期使用时结晶器内套会沉积水垢，降低热导率。可用质量分数为 17% 的盐酸、83% 的水，外加药酊 0.2% 的溶液洗刷垢面，至不产生气泡为止。

（2）工艺

1）铸件最大理论吸铸高度　由于真空吸铸是靠大气压力把金属液吸入结晶器中，因此，铸件有一个最大理论吸铸高度，按下式计算：

$$h_{max} = 760 \times 13\,600/\rho \quad (5.9\text{-}7)$$

式中，h_{max}为铸件最大理论吸铸高度，mm；760 为无反压力时管内水银上升高度，mm；13 600 为水银密度，kg/m^3；ρ 为液体金属密度，kg/m^3。

几种合金的最大理论吸铸高度见表 5.9-24。

表 5.9-24　几种合金理论吸铸最大高度

合金	密度 /g·cm^{-3}	吸铸最大高度 /mm
纯铜	8.9	1 160
锡青铜	8.7	1 188
黄铜	8.6	1 202
锌基合金	6.0	1 723
铝铜合金	2.9	3 654
铝硅合金	2.5	4 134

2）吸铸真空度　吸铸预定铸件高度时，所需吸铸真空度由下式计算：

$$p_v = 133.3h\rho/13\,600 \quad (5.9\text{-}8)$$

式中，p_v 为吸铸真空度，Pa；h 为铸件预定吸铸高度，mm；ρ 为液体金属密度，kg/m^3；13 600 为水银密度，kg/m^3；133.3 为计量单位 Pa 的换算值。

式中没有考虑到合金的温度、真空建立的速度等因素，生产中应通过试验来修正所需的真空度。吸铸不同高度的铜、锌、铝合金铸件所需真空度见表 5.9-25。

表 5.9-25　吸铸不同高度的铜、锌、铝合金铸件所需真空度

铜合金 $\rho = 8.7$ g/m^3		锌合金 $\rho = 6.0$ g/m^3		铝合金 $\rho = 2.7$ g/m^3	
h/mm	p_v/Pa	h/mm	p_v/Pa	h/mm	p_v/Pa
100	8 531	100	5 862	100	2 666
200	17 062	200	11 730	200	5 332
300	25 594	300	17 596	300	7 865
400	34 125	400	23 461	400	10 531
500	42 656	500	29 326	500	13 197
600	51 187	600	35 191	600	15 863
700	59 718	700	41 056	700	18 529
800	68 249	800	46 922	800	20 523
900	76 781	900	52 787	900	23 727
1 000	85 312	1 000	58 652	1 000	26 393

3）结晶器口浸入金属液的深度　吸铸时，炉内合金液面在不断下降，结晶器也应随之下降。应保证吸铸完毕时，结晶器口离合金液面有 10 mm 的接触深度。深度不足会造成铸件长度不够，反之会造成结晶器口合金黏附增多。圆形熔池结晶器口浸入深度（见图 5.9-50）可按下式计算：

$$H_1 = \frac{L\ (r_1^2 - r_2^2)}{R^2} + 10\ \text{mm} \quad (5.9\text{-}9)$$

其他形状的熔池的浸入深度按下式计算：

$$H_1 = \frac{\pi L\ (r_1^2 - r_2^2)}{A} + 10\ \text{mm} \quad (5.9\text{-}10)$$

式中，H_1 为结晶器口浸入深度，mm；L 为铸件长度，mm；r_1 为铸件外圆半径，mm；r_2 为铸件内圆半径，mm；R 为熔池表面半径，mm；A 为熔池面积，mm^2。

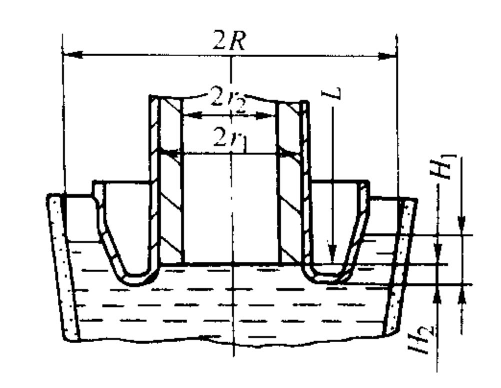


图 5.9-50　吸铸前后结晶器浸入合金液情况的变化
H_1—浸入深度；H_2—接触深度

4）凝固时间　真空吸铸时铸件的凝固时间受铸件的凝固厚度、合金种类、冷却水温度、浇注温度、充型速度、结晶器的导热性能等因素影响。

生产中可先按公式（5.9-11）进行初步计算，再经生产试验修正。铜合金的实际凝固时间见表 5.9-26。

表 5.9-26　铜合金吸铸凝固时间

材料	吸铸温度 /℃	冷却水温 /℃	铸件尺寸（直径/mm）×（长/mm）	出模时间 /s
锡青铜	1 030 ~ 1 080	35 ~ 60	ϕ19 × 280	4 ~ 5
			ϕ24 × 300	6 ~ 7
			ϕ31 × 295	7 ~ 8
锑青铜	1 060 ~ 1 100	30 ~ 45	ϕ21 × 300	6 ~ 8
	1 050 ~ 1 100		ϕ50 × 250	25 ~ 40
	1 080 ~ 1 100		ϕ90 × 380	40 ~ 80
黄铜	1 050 ~ 1 130	40 ~ 50	ϕ48 × 750	40
			ϕ90 × 1 000	90
			ϕ120 × 1 000	150

$$t = \delta^2/\sqrt{K} \quad (5.9\text{-}11)$$

式中，t 为凝固时间，min；δ 为凝固层厚度，mm；K 为凝固系数，mm/min^2，与结晶器冷却强度有关，约 $K = 30 \sim 70$ mm/min^2。

5）吸铸温度　吸铸温度可比一般铸造的浇注温度低一些。常用的铜合金吸铸温度见表 5.9-27。

表 5.9-27　常用铜合金吸铸温度

合金牌号	吸铸温度 /℃
ZCuSnPb5Zn5	1 020 ~ 1 080
ZCuSn10Pb1	1 100 ~ 1 150

续表 5.9-27

合金牌号	吸铸温度 /℃
ZCuSn10Zn2	1 050 ~ 1 080
ZCuPb10Sn10	1 080 ~ 1 100
ZCuAl10Fe3	1 120 ~ 1 150
ZCuAl10Fe3Mn2	1 120 ~ 1 150
ZCuZn38	1 050 ~ 1 080
ZCuZn40Pb2	1 030 ~ 1 050
ZCuSb5	1 060 ~ 1 100
ZCuSb5Pb12	1 040 ~ 1 070
ZCuSb6Ni2	1 100 ~ 1 150
ZCuSb3Pb20Ni3Zn3	1 020 ~ 1 050

6）铸件加工余量　一般小头留 1 ~ 1.5 mm 加工余量。

7）结晶器内可安装强度较高的砂芯来形成稍复杂的异形件。

8）结晶器用涂料（见表 5.9-28）。

表 5.9-28　结晶器用涂料

编号	成　分	配比（质量分数）/%	用　途	备　注
1	煤油	50	涂擦结晶器内腔	每班数次
	石蜡	50		
2	全损耗系统用油石墨粉①	调成糊状	涂于结晶器内腔，填补凹陷形成积碳防护层	涂刷均匀并烘干，每班数次
3	滑石粉②或石墨粉	—	润滑型腔	用布做一个与型腔直径相应的棒，粘上润滑剂，在型腔中上下擦，每铸一次擦一次
4	全损耗系统用油氧化锌	调成糊状	涂于结晶器嘴部，避免粘结金属，减少环状附边	涂抹厚度 0.3 ~ 0.4 mm，分 2 ~ 3 次涂刷，烘干，使涂料焦化
5	氧化锌	30	涂于结晶器嘴部，避免粘结金属，减少环状附边	涂抹厚度 0.3 ~ 0.4 mm，分 2 ~ 3 次涂刷，烘干，使涂料焦化
	水玻璃	2		
	水	68		
6	乙炔烟	—	喷在结晶器嘴部圆弧外表面	先使用 4 号或 5 号涂料，后喷此涂料，每班涂数次
7	煤油	58	涂于型腔	用于黄铜铸件（嘴部涂料同编号 6）
	松香	28		
	炭黑	14		

① 石墨粉粒度 300 筛号以上，经 200 ~ 300℃烘烤 1 ~ 1.5 h。

② 滑石粉粒度 200 筛号以上，经 650 ~ 700℃烘烤 1 ~ 1.5 h。

5.2.3 熔模真空吸铸

如前所述，除带结晶器的真空吸铸外，还有用熔模型壳、石膏型、陶瓷型、树脂砂型等真空吸铸，原理和设备基本相同。这里仅以熔模真空吸铸为例加以说明。

（1）种类

熔模真空吸铸可分为两种。一种是生产一般合金熔模铸件的真空吸铸（又称 CLA 法），见图 5.9-45、图 5.9-46。它是把待吸铸的型壳放在下半铸室中，使直浇道从下端伸出，关闭铸室（见图 5.9-46a）；把直浇道插入熔化的金属液面，对吸铸室抽真空，型壳内部的空气透过型壳被抽走，形成负压，使钢液吸入型壳（见图 5.9-46b），当内浇道凝固而直浇道尚未凝固时，解除真空，使直浇道中金属液返回坩埚（见图 5.9-46c），得到只剩下内浇道残根的铸件。

另一种是用于生产高温合金及易氧化合金的真空熔炼及浇注的吸铸法（又称 CLV 法），见图 5.9-51 所示。设备上有熔炼室和吸铸室，两室由一个阀门隔开。当金属在真空下熔化后，将氩气充入真空熔炼室和吸铸室，并使它们保持相同气压。打开阀门，升高熔炼炉，使型壳浇道插入金属液。然后减低吸铸室的氩气压力，进行吸铸。保持一定时间后，卸压使直浇道中金属液流回坩埚。熔炼炉降至原位，关闭阀门，一次吸铸过程完成。

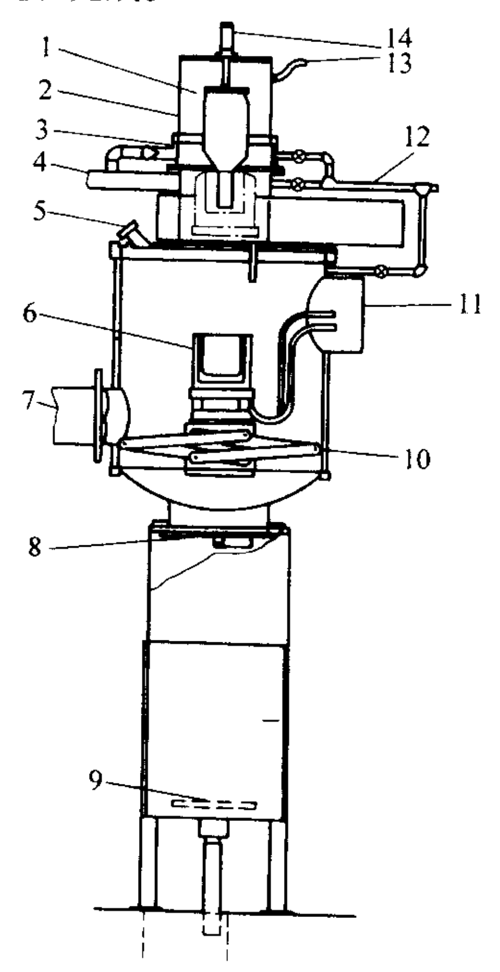


图 5.9-51　CLV 法吸铸装置示意图

1—铸室；2—可动封闭罩；3—配合底座；4—抽真空管路；5—窥视窗孔；6—熔炼坩埚；7—抽真空管路；8—一般铸造的密封阀门；9—一般铸造的升降平台；10—坩埚升降支架；11—电源通道；12—氩气通道；13—充气管；14—夹壳气缸

（2）工艺中的几个特殊问题

1）型壳强度和透气性　为使吸铸工艺顺利进行，型壳必须有足够的强度和高温透气性。

吸铸型壳直浇道高度约 500 mm，吸铸真空度通常约为 40 ~ 55 kPa，此时型壳承受的压力估算为 400 ~ 500 kPa，比重力浇注时高 1.5 倍左右（重力浇注时约为 159 ~ 202 kPa）。因此，吸铸时必须用高温强度较高的型壳，否则很可能在吸铸过程中发生型壳爆裂，不但得不到完好的铸件，还会损坏设备。所以，真空吸铸最好选用高温、强度高的硅溶胶型壳或硅酸乙酯型壳。但某些提高型壳高温强度的措施，也往往提高型壳的残留强度。在生产薄壁复杂铸件时，一方面希望型壳有足够的高温强度，另一方面又希望型壳有良好的溃散性，便于脱壳和清理铸件。因此，在确保不吸爆的条件下，也不宜追求过高的型壳强度。

型壳透气性则直接影响吸铸时型壳内部空气被抽出的快慢，从而影响金属液充型速度及吸铸工艺的稳定性。据介绍型壳在900℃时，其透气性为0.022 cm^4/g·min时，就能满足吸铸工艺要求。实验证明，常用的硅溶胶型壳、硅酸乙酯型壳和水玻璃型壳透气性一般均大于此数值。

2）吸铸压力 一般来说应在保证充型良好的前提下尽量采用较低的吸铸压力。表5.9-29列出了不同型壳允许的最大吸铸压力。

3）吸铸温度 因铸型型腔中无空气，浇注时无阻碍金属液充填的气体反压力，使得金属液具有良好的充型能力。因此，吸铸温度大大低于重力浇注时的浇注温度，据报道可低100～150℃左右。一些合金吸铸温度仅比其液相线高20℃左右。

4）凝固时间 凝固时间是指吸铸开始到放真空为止的时间。为保证得到完整铸件而又无直浇道，即内浇道已凝固而直浇道一点还没凝固，需要严格控制铸件凝固时间。为防止直浇道过早凝固，吸铸用直浇道比普通直浇道要粗，一般选用ϕ60 mm或ϕ70 mm、ϕ80 mm。表5.9-30是ϕ60 mm直浇道开始凝固时间与钢液和型壳温度的关系。不同铸件应采用不同的内浇道。各种内浇道截面在不同钢液和型壳温度时，不同时间内浇道未凝固区的长度见表5.9-31。

表5.9-29 各种型壳允许的最大吸铸压力

型壳种类		允许吸铸压力/kPa
硅溶胶	电熔刚玉	<101.0
	铝矾土或煤矸石	<101.0
硅酸乙酯	硅砂	<33.1
	电熔刚玉	<53.3
	煤矸石或铝矾土	<60.0
水玻璃	硅砂	<33.3

表5.9-30 直径ϕ60 mm直浇道开始凝固时间与钢液和型壳温度的关系 s

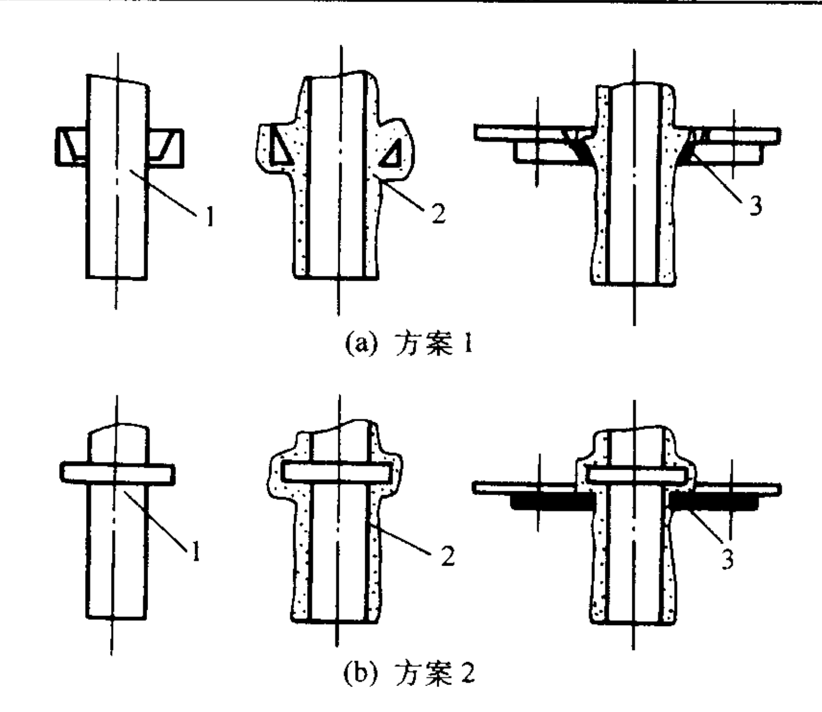
型壳温度/℃	吸铸时钢液温度/℃										
	1 500	1 510	1 520	1 530	1 540	1 550	1 560	1 570	1 580	1 590	1 600
30	1.73	3.22	4.31	5.06	5.57	5.90	6.15	6.37	6.67	7.11	7.77
50	1.78	3.41	4.55	5.31	5.77	6.04	6.22	6.40	6.68	7.17	7.95
100	1.92	3.76	5.01	5.79	6.21	6.41	6.51	6.61	6.86	7.36	8.24
150	2.06	3.98	5.29	6.13	6.61	6.84	6.95	7.06	7.27	7.72	8.51
200	2.22	4.10	5.46	6.38	6.98	7.34	7.56	7.74	7.98	8.37	9.01
250	2.38	4.18	5.56	6.60	7.37	7.93	8.35	8.69	9.04	9.45	9.99
300	2.56	4.25	5.66	6.83	7.80	8.61	9.31	9.92	10.49	11.07	11.68
350	2.75	4.36	5.80	7.11	8.31	9.42	10.45	11.44	12.40	13.36	14.34
400	2.96	4.55	6.06	7.51	8.93	10.35	11.79	13.27	14.82	16.46	18.21
450	3.19	4.87	6.47	8.07	9.70	11.44	13.32	15.42	17.79	20.48	23.55
500	3.44	5.35	7.11	8.83	10.65	12.68	15.06	17.92	21.37	25.56	30.59
550	3.71	6.05	8.22	9.85	11.80	14.10	17.01	20.77	25.62	31.81	39.59
600	4.00	7.01	9.26	11.18	13.19	15.72	19.18	23.99	30.59	39.38	50.79
650	4.32	8.26	10.88	12.86	14.86	17.54	21.57	27.60	36.32	48.37	64.43
700	4.67	9.85	12.95	14.95	16.84	19.59	24.19	31.62	42.87	58.93	80.77

根据以上两表就可以正确地选择铸件凝固时间。首先从铸件特点，初步确定浇注温度和型壳温度，分别从表5.9-30和表5.9-31查出直浇道开始结壳时间τ_1，以及在所需内浇道截面时其凝固长度小于15 mm所需时间τ_2，如$\tau_1 > \tau_2$，则可把τ_1定为吸铸时的凝固时间。若$\tau_1 < \tau_2$，则可适当加大直浇道直径以增大τ_1，但直浇道直径不宜超过80 mm。

从凝固时间参数的选择也可看出，该工艺不适于生产厚大铸件。

5）型壳与吸铸室的密封 因型壳强度不高、表面粗糙，密封处又受到高温金属的烘烤，所以型壳与吸铸室的密封要采取必要措施。型壳直浇道应做出密封台阶，如图5.9-52所示，有两种方案。在台阶外面套上陶瓷纤维密封圈，当压力施压于型壳顶部时（见图5.9-53），此处即可达到密封状态。

6）熔炼与吸铸 一般采用感应炉熔炼。吸铸过程中金属液长期处于高温条件下，很容易造成高温吸气、化学成分变化等问题，因此必须严格控制熔炼工艺。



(a) 方案1

(b) 方案2

图5.9-52 型壳与吸铸室的密封

1—蜡模；2—型壳；3—陶瓷纤维密封圈

表 5.9-31 不同截面内浇道在不同钢液和型壳温度下，不同凝固时间时未凝固区长度 mm

试样截面尺寸/mm²	25×25（模数0.63）								
浇注温度/°C	1580			1550			1520		
型壳温度/°C	300	500	700	300	500	700	300	500	700
凝固时间/s 5							70	72	
10	70			69	70				
15									60
20		68				65			
25									
30									
35									
40			50						

试样截面尺寸/mm²	25×12（模数0.41）								
浇注温度/°C	1580			1550			1520		
型壳温度/°C	300	500	700	300	500	700	300	500	700
凝固时间/s 5	14	51		14	15		9	12	
10	9	22	40	8	9	16			8
15		16				14			
20		14	26			12			
25									
30									
35									
40			15						

试样截面尺寸/mm²	12×12（模数0.3）								
浇注温度/°C	1580			1550			1520		
型壳温度/°C	300	500	700	300	500	700	300	500	700
凝固时间/s 5	10	27		11	12		6	7	11
10	8	15	22	5	7	13			5
15		14				12			
20		9	20			9			
25									
30									
35									
40			12						

试样截面尺寸/mm²	12×6（模数0.2）								
浇注温度/°C	1580			1550			1520		
型壳温度/°C	300	500	700	300	500	700	300	500	700
凝固时间/s 5	6	12		5	6		4	5	
10		8	12	4	4	7			4
15		7	10			7			
20		6							
25			7						
30									
35									
40			6						

试样截面尺寸/mm²	6×6（模数0.15）								
浇注温度/°C	1580			1550			1520		
型壳温度/°C	300	500	700	300	500	700	300	500	700
凝固时间/s 5	5	6		4	4		4	4	4
10	4	5	8	3	3	6			2
15		5	7			5			
20		4	6			5			
25			3						
30									
35									
40			2						

注：表中画封闭线部分为该工艺参数下直浇道(ϕ60mm)已开始结壳，不应选取。

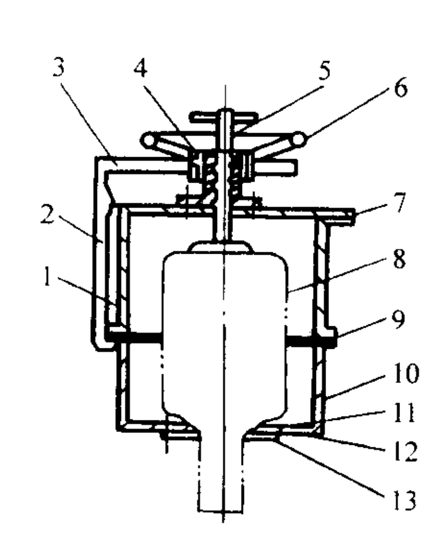


图 5.9-53 吸铸室示意图

1—上吸铸室；2—吊钩；3—横臂；4—螺母；5—固定型壳螺杆；6—手轮；7—接头；8—型壳；9—橡胶密封圈；10—下吸铸室；11—陶瓷纤维密封圈；12—石棉垫圈；13—下端盖

例如一个 400 kg 感应炉，当吸铸到还剩 150 kg 金属液时，需补加金属熔炼，待检查合格后再继续吸铸。由于型壳浇口部分不断与金属液接触，所以对一些低合金钢每 10 min 需脱氧一次，并经常扒渣。由于吸铸温度较低，金属液吸收气体的情况不严重，见表 5.9-32。

表 5.9-32 吸铸美国牌号 In713 合金时，不同时间试样气体含量（质量分数） %

取样时间	H	O	N
熔化时	0.000 3	0.003 5	0.019 2
吸铸 2 h 后	0.001	0.004 5	0.020

7）脱壳和铸件清理 真空吸铸的铸件没有直浇道，在普通的震壳机上无法夹持，故只能采用水爆、电液压、喷砂、超声和高压水等方法清壳，其中以高压水清理效果最好。高压水清理是将待脱壳的铸件装在金属篮子中，放在转速 60 r/min 的旋转台上，用压力为 40 ~ 70 MPa 的高压力水喷射，3 min 可清理干净。残留在铸件上的少量型壳再用碱煮或喷砂即可清除。

6 常见缺陷及其防止

6.1 低压铸造常见缺陷及其防止（见表 5.9-33）

6.2 结晶器真空吸铸常见缺陷及防止方法（见表 5.9-34）

表 5.9-33 低压铸造常见缺陷及其防止方法

缺陷名称	产生原因	防止方法
气孔	1）充型速度过快，金属液充型不平稳，卷入气体 2）铸型、型芯排气不良 3）铸型、型芯不干，或涂料发气量过大 4）冷铁表面不清洁，不平整 5）金属液精炼不好，或熔炼温度过高，含气量过大 6）升液管漏气	1）合理控制充型速度，使金属液平稳充型 2）改善铸型、型芯的排气条件 3）铸型、型芯要烘干，涂料发气量不能大 4）冷铁表面要清洁、平整 5）严格熔炼工艺，保证金属液质量 6）升液管使用前要试压，不得漏气

续表 5.9-33

缺陷名称	产 生 原 因	防 止 方 法
缩孔和缩松	1）低压铸造工艺不合理，不能保证铸件自上而下的顺序凝固 2）浇注温度或铸型温度过高	1）合理设计铸造工艺，确保铸件顺序凝固 a）内浇道开设在铸件厚壁部位和热节部位，并采取增压来保证补缩 b）对壁厚较均匀的铸件，采用不同加工余量或工艺补贴量，使铸件的壁厚沿上下方向均匀增加 c）对壁厚不均、结构复杂的铸件，若采用砂型，可在砂型中设置不同厚度的冷铁，来控制铸件的凝固顺序；若采用金属型，可采用不同的金属型壁厚来控制、调整铸件冷却方法达到顺序凝固 d）采用强制冷却方法达到顺序凝固 e）对面积较大的厚壁铸件，或壁厚较均匀的薄壁件可采用多个内浇道 2）适当降低浇注温度或铸型温度
夹渣	1）造型和下芯时有散落的砂，或涂料脱落 2）充型或加压速度过快，产生喷溅形成氧化皮 3）连续生产时，往坩埚中补加铝液时，将液面上的氧化渣冲进升液管，或升液管的液面反复升降造成氧化皮，浇注时被带到铸型中	1）检查涂料层有否脱落，型腔中的灰、砂杂物要彻底清除干净 2）严格控制充型及加压速度，保证金属液平稳上升、无冲击和飞溅 3）彻底清除合金液中和升液管中的氧化皮 4）在升液管口或铸型内浇道部分安置过滤网
裂纹	1）铸件结构不合理或合金易产生裂纹 2）铸件冷却速度较快	1）与产品设计部门商量，能否改用合理的铸件结构 2）在易裂处开设工艺肋 3）尽早地开型取件，防止热裂 4）控制铸件的冷却速度，缓慢冷却
粘砂	1）砂型或砂芯表面空隙大，涂料质量不好 2）浇注温度过高 3）保压压力过大	1）保证砂型或砂芯质量，表面刷涂致密的涂料层 2）浇注温度合适 3）保压压力适当
冷隔	1）铸型温度过低或浇注温度过低 2）充型压力低，充型速度慢 3）排气不良	1）铸型温度和浇注温度应合理 2）加压规范应合理 3）改善铸型和型芯的排气条件

表 5.9-34 结晶器真空吸铸常见缺陷及防止方法

缺陷名称	产 生 原 因	防 止 方 法
气孔	1）新铸型表面涂料未涂均匀 2）涂料过厚 3）结晶器浸入深度不足 4）合金液流动性不好，合金中的气泡来不及上浮 5）涂料中有水分 6）结晶器表面吸附水分 7）结晶器内壁渗水 8）结晶器工作表面锈蚀 9）吸铸速度过大	1）吸铸 3～4 次后，再均匀涂涂料，气孔自行消除 2）清除过厚的涂料层 3）吸铸终了深入金属液接触深度应不小于 10 mm 4）提高合金液的流动性（如提高吸铸温度、冷却水温、充型速度等） 5）补烘涂料，使嘴部圆弧涂料焦化 6）提高冷却水温度 7）更换结晶器 8）清理锈蚀面，涂涂料 9）减小节流嘴孔径
缩孔	1）吸铸速度过慢 2）结晶器有水垢，降低了导热性 3）冷却水进入结晶器的方向不正确 4）涂料层局部过厚	1）增大节流嘴孔径 2）清除水垢 3）更换进出水方向 4）清除过厚涂料层，重新涂涂料

续表 5.9-34

缺陷名称	产生原因	防止方法
心部缩松带过宽	1）铸件设计不合理，中心孔太小 2）吸铸温度过高或过低 3）吸铸速度过快或过慢 4）冷却水温太高，降低激冷效果 5）结晶器有水垢 6）凝固时间不足 7）冷却水进入结晶器的方向不对	1）对铸件设计重新认证，确认是否合理 2）调整吸铸温度 3）更换节流嘴孔径 4）降低冷却水温度 5）清除水垢 6）延长凝固时间 7）调整进出水方向
夹渣	1）吸铸温度过低，除渣不良 2）合金脱氧不良 3）结晶器浸入深度不够	1）提高吸铸温度 2）加强脱氧、精炼处理 3）吸铸终了深入金属液接触深度应大于 10 mm
铸件高度不够	1）真空度不足 2）抽气管道漏气 3）型腔上部涂料聚积过厚	1）提高真空度 2）检修管道 3）清理型腔、重新涂涂料

编写：闫双景（清华大学）

第 10 章　挤压铸造

1　概述

1.1　工艺原理

挤压铸造也称"液态模锻"，是对充入铸型的液态或半固态金属施以高的机械压力，并使其在高压下凝固成形的一种铸造技术。按挤压方式，挤压铸造可分为直接挤压、间接挤压。

（1）直接挤压

可分为柱塞挤压和冲头挤压。

1）柱塞挤压　对型内金属液加压时，金属液不发生充型运动，其工艺原理见图 5.10-1。

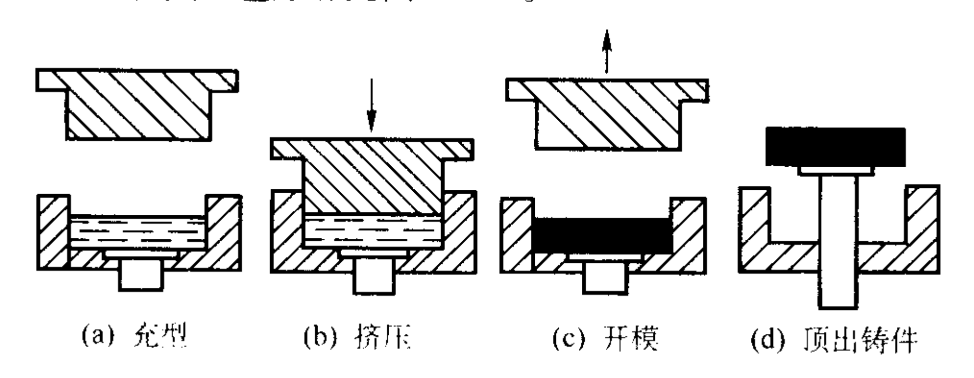


图 5.10-1　柱塞式挤压工艺原理示意图

2）直接冲头挤压　对型内金属液加压时，冲头直接挤压在铸件上，同时金属液发生充型运动。见图 5.10-2。

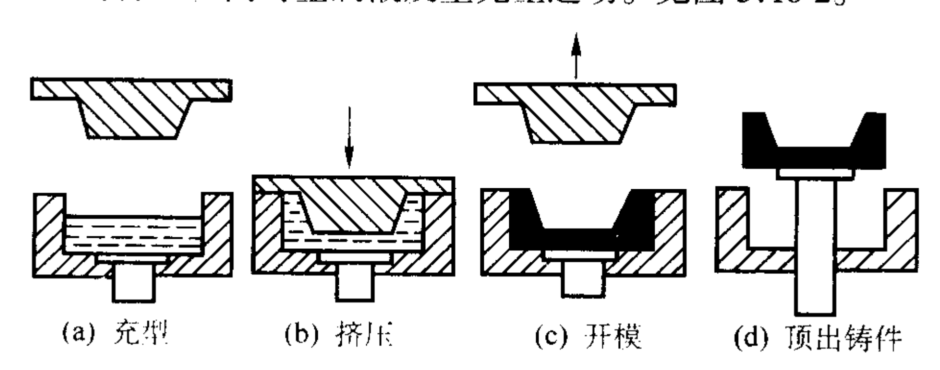


图 5.10-2　直接冲头挤压原理示意图

（2）间接挤压

其充型和加压方式与高压铸造类似，冲头施加的高压需通过内浇道中的金属液传递到铸件上。图 5.10-3 和图 5.10-4 分别是垂直式和水平式间接挤压铸造原理示意图。

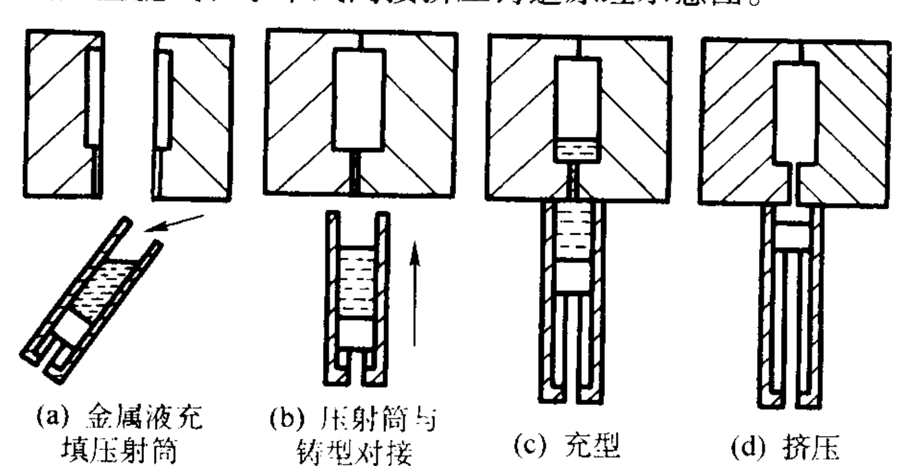


图 5.10-3　垂直间接挤压工艺原理图

1.2　工艺特点

1）由于铸件在较高的压力下凝固，不易产生气孔、缩孔和缩松等内部缺陷，组织致密性好，可以进行固溶处理。不同含硅量的铝硅合金挤压铸造试验表明，挤压压力可明显增加铸造铝硅合金的密度（见图 5.10-5）。

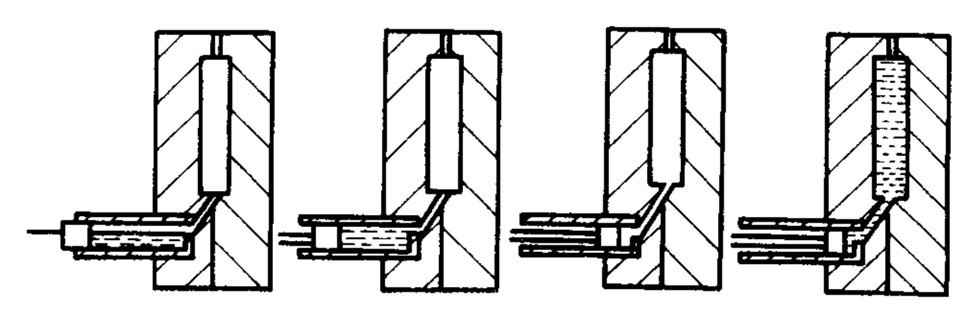


图 5.10-4　水平间接挤压工艺原理图

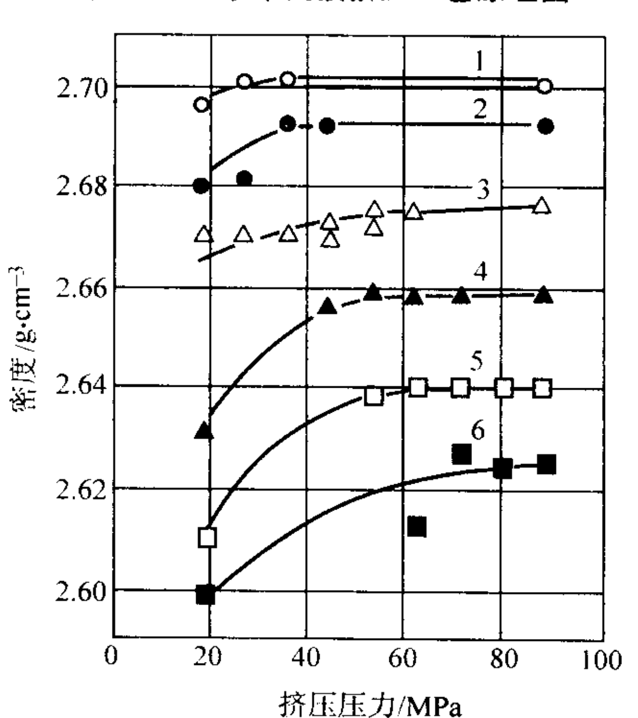


图 5.10-5　Al-Si 合金的密度和挤压压力的关系

1—吨铝；2—w（Al）95% + w（Si）5%；
3—w（Al）91% + w（Si）9%；
4—w（Al）88% + w（Si）12%；
5—w（Al）83% + w（Si）17%；
6—w（Al）80% + w（Si）20%；

2）在挤压力的作用下，挤压铸型中的金属液与铸型壁紧密接触，热传导速度加快，使铸件的凝固速度提高。对于结晶时体积收缩的合金，挤压力使合金熔点升高，在同样结晶温度条件下，结晶过冷度增大，从而也促使晶体长大速度提高。因而挤压铸造件组织得到细化。

3）铸件的力学性能比金属型重力铸造件有显著提高。

图 5.10-6 是铸造铝合金 ZL109，在 T6 状态下挤压铸造和金属型重力铸造的力学性能范围对比。表 5.10-1 ~ 表 5.10-3 分别是锌合金、高锰钢和高速钢在挤压铸造和金属型重力铸造条件下的力学性能对比。

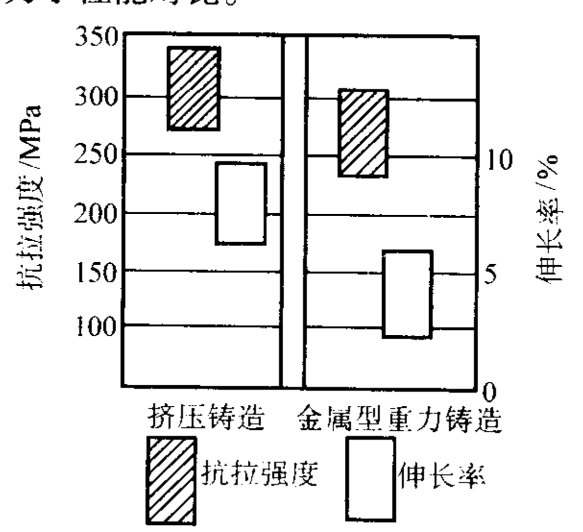


图 5.10-6　挤压铸造和金属型重力铸造 ZL109，T6 的力学性能范围对比

表 5.10-1　耐磨锌合金挤压铸造与金属型重力铸造试样铸态力学性能的对比

合金组成（质量分数）/%	铸造方法	σ_b/MPa	δ/%
Zn57、Al43	金属型铸造	306.5	1.4
	挤压铸造	425.5	14.9
Zn57、Al43、外加 Cu3	金属型铸造	288.5	1.2
	挤压铸造	436.5	10.4
Zn57、Al53、外加 Cu3 Mg0.02	金属型铸造	243.1	1.0
	挤压铸造	439.5	1.4
Zn57、Al43、外加 Cu3 Si3 Mg0.02	金属型铸造	260.5	1.0
	挤压铸造	414.5	2.0

表 5.10-2　挤压铸造与金属型铸造高锰钢的性能对比

比较项目	挤压铸造		金属型铸造		增减值	
	铸态	水韧后	铸态	水韧后	铸态	水韧后
抗拉强度/MPa	420	833	351	745	71	88
伸长率/%	8.5	50	3.0	32	5.5	18
冲击韧度/J·cm^{-2}	31	200	11	160	20	40
硬度 HBS	231	220	238	214	-7	6
耐磨性指数	1.35	1.60	1	1	0.35	0.06
密度/g·cm^{-3}	—	7.85	—	7.73	—	0.11

表 5.10-3　挤压铸造和重力铸造高速钢性能的对比

铸造方式	硬度 HRC	抗拉强度/MPa	冲击韧度/J·cm^{-2}
重力铸造	63.7	890	8.7
挤压铸造	65.4	923	13.3

4）铸件尺寸精度较高，表面粗糙度值较低，铝合金挤压铸件尺寸精度可达 CT5 级，表面粗糙度可达 R_a = 3.2 ~ 6.3 μm。

5）铸件工艺出品率高。

6）工艺适应性强，可用于非铁合金、钢铁金属的各种铸造合金和部分变形合金，还适于制取金属基复合材料件。

7）生产效率较高，便于实现机械化、自动化生产。

8）生产结构复杂件或薄件有困难。

表 5.10-4 是挤压铸造法同金属型重力铸造，压铸和锻造工艺的综合工艺特性比较，可见挤压铸造的综合工艺特性较好。

表 5.10-4　挤压等 4 种成形方法的综合工艺特性比较

项目	金属型铸造	压铸	锻造	挤压铸造
经济性	C	A	D	B
可靠性	C	D	A	B
设计灵活性	A	C	D	B
工艺复杂性	C	A	D	B

注：A—优，B—良，C—一般，D—较差。

1.3　应用范围

适于生产各种对力学性能要求高，致密性好的厚壁铸件。国内外挤压铸造件应用实例见表 5.10-5。

表 5.10-5　国内外用挤压铸造法生产的主要铸件实例

应用领域	零件名称
汽车受力件	铝合金活塞，铝合金汽车轮毂，横梁（十字梁），转向节，下支臂，卡钳，外部卡钳，制动卡钳，调制器壳体，制动器主缸，发动机支架
汽车耐压件	压缩机涡轮，压缩机零件，动力转向部件、动力转向壳体液压泵，门锁，燃料分配管
汽车耐磨件	拨叉，连杆，泵壳体，摇臂
电器耐磨件	鼓盘驱动器箱体（影视用），主袖衬套，压紧环，影像磁鼓、热板
摩托车部件	铝轮毂、减振器、蹄块
自行车部件	曲柄、方向轴、车架接头、前叉接头
机电部件	电机壳体、端盖、轴承保持器、散热片、振动器壳体、齿轮泵
家用工具	管子钳钳柄、铝轮、铲板、支架、弓架、铝高压锅
其他	铜合金阀体、轴套、高炉渣口、军品零件、铝高压锅及炊具，洁具件，轴套

2　挤压铸造设备

2.1　挤压铸造对设备性能的要求

1）挤压铸造区别于压铸的一个显著特点是充型平稳，不卷气，因而要求设备具有以低流速（0.05 ~ 1.50 m/s）大流量充填铸型的能力。

2）当铸型充满后能急速（在 50 ~ 150 ms 内）增压，达到预定的高压力值（至少大于 50 MPa），并能稳定地保持压力，直到铸件结晶完成。

3）滑块及活塞应有高的空载下行速度。

4）挤压系统速度可调，以满足不同铸件要求。

2.2　挤压铸造机

（1）普通挤压铸造机

这类挤压铸造机是在通用液压机的基础上，提高了滑块空载下行速度及顶出液压缸的顶出力和顶出速度，以适应挤压铸造的要求。表 5.10-6 是这种四柱液压机的型号和主要技术规格。这种通用液压机主要用于比较简单铸件的直接挤压铸造。为了适应多种产品和高效率生产的需要，可以在这种液压机上加侧液压缸或辅助液压缸，进一步改进性能参数，增加辅助功能。表 5.10-7 是几种改进型挤压铸造机。

表 5.10-6　国产四柱液压机的技术规格

型号	公称挤压力 /kN	顶出液压缸顶出力 /kN	活动横梁空载下行速度/ mm·s^{-1}	活动横梁与工作台最大距离 /mm	顶出液压缸活塞顶出速度 /mm·s^{-1}	工作台有效尺寸 (宽/mm) × (长/mm)
YT32-100A	1 000	250	150	900	60	630 × 630
YT32-200B	2 000	400	160	1 120	90	900 × 900
TB32-200	2 000	400	120	1 120	—	900 × 900
TDY33-200	2 000	400	140	—	—	—
YT32-315B	3 150	630	150	1 250	60	1 120 × 1 120
TA32-315F	3 150	630	120	1 250	55	1 260 × 1 160
YF32-400	4 000	630	150	1 250	—	1 340 × 1 250

续表 5.10-6

型 号	公称挤压力/kN	顶出液压缸顶出力/kN	活动横梁空载下行速度/mm·s^{-1}	活动横梁与工作台最大距离/mm	顶出液压缸活塞顶出速度/mm·s^{-1}	工作台有效尺寸（宽/mm）×（长/mm）
YT32-500	5 000	1 000	100	1 500	80	1 400×1 400
YF32-500	5 000	1 250	≥150	1 500	—	1 400×1 400
YT32-630	6 300	1 000	100	1 800	80	1 600×1 600
YF32-630	6 300	1 250	150	1 600	—	1 880×1 600
YF32-800	8 000	1 250	150	1 800	—	2 200×1 600
FHP16-1 500	15 000	1 500	150	1 500	20~100	1 600×1 600

表 5.10-7 几种普通型挤压铸造机型号和技术参数

部件名称	参 数	YJIM-2（俄罗斯）	100 型（日本）	THP16-200（天津锻压机床厂）	J6532（徐州第二轻工机械厂）
主缸活塞	挤压力/kN	800	1 000	2 000	3 150
	回程力/kN	140	100	480	600
	空载下行速度/mm·s^{-1}	220	300	100	300
	工作速度/mm·s^{-1}	—	—	6~18	—
	工作行程/mm	—	—	710	—
侧向液压缸	合型力/kN	800（1缸）	无	500（2缸）	750（4缸）
	回程力/kN	30		—	—
	工作行程/mm	350		350	—
辅助活动横梁	合型力/kN	370	1 000	无	无
	最大下行速度/mm·s^{-1}	—	300		
	回程力/kN	30	—		
	工作行程/mm	355	—		
顶出器液压缸	顶出力/kN	无	无	630	750
	行程/mm			250	200
	顶出速度/mm·s^{-1}			55	—
工作台	（宽/mm）×（长/mm）	500×500	800×800	1 150×900	1 120×1 120

（2）先进的间接挤压铸造机

间接挤压铸造适应的铸件范围广，可以生产比较复杂的铸件，生产过程易于控制，实现自动化，生产效率高。间接挤压铸造机分立式和卧式两种，立式间接挤压铸造机的生产工艺过程如图 5.10-3 所示。卧式间接挤压铸造机的压室充填及充型施压过程与冷室压铸机基本相同。表 5.10-8～表 5.10-10 列出了日本宇部公司开发的立式和卧式间接挤压铸造机及其所配压射系统的型号和性能参数。

表 5.10-8 日本宇部公司立式挤压铸造机

设备型号	VSC315	VSC500	VSC630	VSC800
合型力/kN	3 150	5 000	6 300	8 000
工作台尺寸（长/mm）×（宽/mm）	1 060×950	1 320×1 180	1 500×1 320	1 700×1 500
最大合型距离/mm	500	630	710	800
滑块距工作台最大距离/mm	1 000	1 190	1 310	1 430
反推力/kN	130	130	160	160
反推距离/mm	40	40	40	40
浇注位置距机器中心距离/mm	63	80	90	100
电动机功率/kW	37	37	45	45
设备占地面积（长/mm）×（宽/mm）	4 000×4 500	5 000×6 300	5 600×7 500	6 300×9 000
机器距地面高度/mm	4 250	4 750	5 000	5 300
机器质量/t	20	40	50	67
可配置的压射系统	S40、S50、S63	S63、S80	S80、S100	S100、S125

表 5.10-9 宇部公司与立式挤压铸造机相匹配的压射系统参数

型号	S40	S50	S63	S80	S100	S125
压射力/kN	400	500	630	780	980	1 240
压射距离/mm	500	560	630	710	800	900
压射速度（最大）/mm·s^{-1}	110	110	110	110	110	110
料缸直径/mm	60~85	67~95	75~106	85~118	95~132	106~150
铸件最大质量/kg	1.6	2.4	3.6	5.1	7.6	10

表 5.10-10 日本宇部公司卧式挤压铸造机

	主机型号	HVSC250	HVSC350	HVSC500	HVSC630	HVSC800
主机系统	合型力/kN	2 500	3 500	5 000	6 300	8 000
	工作台尺寸（长/mm）×（宽/mm）	860×860	940×940	1 070×1 070	1 190×1 190	1 350×1 350
	最大合型距离/mm	360	420	560	630	760
	挤压铸型高度/mm	400~600	400~700	500~850	500~900	550~950
	反推力/kN	125	190	240	310	350
	反推距离/mm	80	90	110	125	125
	抽芯阀数量/个	1	1	2	3	3
	液压系统电动机功率/kW	30	30	45	55	55

续表 5.10-10

主机型号		HVSC250	HVSC350	HVSC500	HVSC630	HVSC800
压射系统	压射系统型号	HS35	HS45	HS65	HS80	HS100
	压射力/kN	355	430	660	830	1 050
	压射距离/mm	450	500	600	670	750
	压射速度/mm·s⁻¹	30 ~ 1 500	30 ~ 1 500	30 ~ 1 500	30 ~ 1 500	30 ~ 1 500
	标准浇口套直径/mm	70	80	95	105	120
	浇口套直径范围/mm	60 ~ 90	70 ~ 100	85 ~ 120	95 ~ 130	105 ~ 150
	标准浇口时铸件最大质量/kg	2.0	3.0	5.0	7.1	10.0

为了进一步提高间接挤压铸造机的自动化程度，日本东芝公司开发了用电磁泵向压室定量供金属液的立式和卧式挤压铸造机，可以对挤压铸造的全过程进行实时控制，以更高的效率，生产高质量挤压铸造件。

3 铸型设计

3.1 铸型设计基本要求

1）掌握可选用的挤压铸造机的特性和技术规格，正确选用适宜挤压铸造机。

2）铸型设计应当使铸件的几何形状、表面质量和内在质量满足相关技术要求，同时其结构又符合生产工艺要求，操作方便，效率高。

3）模具零件的选材，热处理方法和硬度指标的规定，模具技术条件，如公差、配合、尺寸精度、表面粗糙度的规定，应在满足铸件要求的同时尽量经济合理，同时还要有利于标准化、系列化和通用性。

3.2 铸型设计工艺参数

1）铸造收缩率　挤压铸造件的铸造收缩率比重力铸造条件下的收缩率减小了许多。表 5.10-11 ~ 表 5.10-13 列出了几种合金的简单铸件挤压铸造条件下的实际收缩率。通常对于比较简单的铸件，挤压铸造收缩率可按金属型重力铸造的 1/2 估算。

表 5.10-11　圆柱形挤压铸件收缩率

合金牌号	铸件直径/mm	铸件高度/mm	压力/MPa	保压时间/s	收缩率/%
ZCuZn40Mn3Fe1	55	220	225	28	0.78
				56	0.76
2CuSn10P1	85	220	210	90	0.27
				170	0.23

表 5.10-12　不同比压下的铜合金筒形挤压件收缩率

压力/MPa	1	127	161	226	258
收缩率/%	1.28	0.79	0.72	0.67	0.57

注：铸件尺寸为直径 65 mm，高 40 mm，壁厚 6 mm。

表 5.10-13　几种合金法兰盘件挤压铸造收缩率（比压 100 MPa）

合金牌号	ZG230-450	ZG2Cr13	ZG1Cr18Ni9Ti	ZAlMg5Si1
收缩率/%	0.65	0.69	1.43	0.5 ~ 0.6

2）加工余量　加工余量一般为 0.5 ~ 2.0 mm。

3）起模斜度　起模斜度若选取不合理往往会造成铸件拉伤或损坏，起模斜度的大小取决于合金性质及铸件壁厚。高熔点合金及收缩率大的合金，起模斜度较大些。铸件壁厚越大，合金对型芯的包紧力也越大，起模斜度也要求大些。铸件外壁的起模斜度小于内壁的起模斜度。一般铸件外表面最小可取0°30′，铸件内表面最小可取 1°。

4）铸造圆角　如使金属液在铸型中流动平稳通畅，减少涡流和湍流，避免产生应力和裂纹，铸件转接处必须制成圆角，一般圆角半径为 2 ~ 10 mm。

5）铸型工作表面粗糙度　铸型工作表面粗糙度与铸件表面粗糙度要求有关，对应工件表面一般取 R_a = 0.4 ~ 0.2 μm，对应浇注系统（内浇道、压套等）可取 R_a = 0.8 ~ 0.4 μm。

3.3 铸件工艺分析

根据工件的结构、材质和技术要求，对照挤压铸造工艺特点，分析该工件是否适合于用挤压铸造方法生产。实际上有些挤压铸件产品并非一开始就适合于挤压铸造，是在不影响使用的条件下，通过改变工件的局部结构，才适于挤压铸造生产。有时通过调整铸件结构，可降低铸型模具复杂程度，降低模具制造成本，方便生产操作。

确认工件适合挤压铸造后，就要根据铸件结构特点，对挤压方式进行选择。表 5.10-14 列出了不同结构特点的一些铸件所适应的挤压铸造方式。

表 5.10-14　挤压方式选择的一般准则

铸件结构特征		图　例	适宜的挤压方式
1	有一个较大平面的简单实心铸件		柱塞挤压
2	底面为平面，有垂直于底面通孔的铸件		柱塞挤压或直接冲头挤压
3	底面为平面，顶面有不复杂凹腔的铸件		柱塞挤压或直接冲头挤压
4	顶面为较大平面，中有上大下小的锥形或梯形空腔的铸件		直接冲头挤压

续表 5.10-14

	铸件结构特征	图 例	适宜的挤压方式
5	上下端面均有凸、凹的铸件		直接冲头挤压或间接挤压
6	形状比较复杂，或壁比较薄的铸件，或一模多铸的小件		间接挤压

3.4 铸型分型面和挤压位置的选择

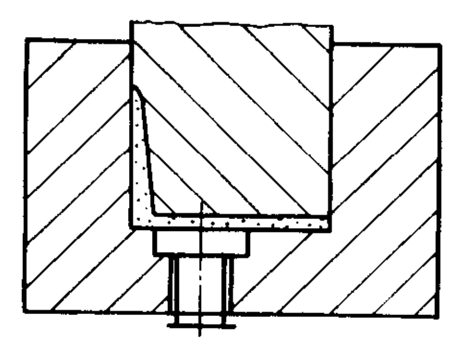
有的柱塞挤压件，大部分直接冲头挤压铸件和间接挤压铸件，在选择了挤压方式后，还要确定铸型分型面的位置和冲头加压位置，这是铸型设计的一个关键环节。选择分型面位置应当根据铸件的要求，挤压铸造机条件，模具结构的合理性和加工制造的难易程度，生产效率等多方面因素，综合考虑。

挤压位置应尽量选在铸件厚大热节部位，有利于防止缩松产生，也可选在铸件的重要受力部位，以保证该部位的致密性。壁厚差别较大的铸件，应按顺序凝固原则，使最后凝固部分接近冲头；对于壁厚比较均匀的铸件，在必要时，可增加加工余量，调整壁厚，使铸件达到顺序凝固的目标。

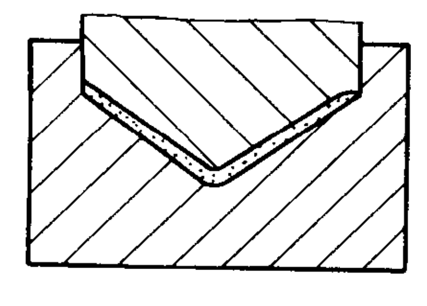
在直接冲头挤压条件下，从浇注到挤压存在一个时间差，已浇到型腔的液态金属与型壁接触处会生成一层结晶壳，这层硬壳在随后的挤压过程中会被挤皱、破碎，卷入铸件中，形成冷隔，在铸型设计中应尽量使这种冷隔移到加工余量中或到铸件的非重要部位。

在间接挤压铸造条件下，在设计浇道位置时要考虑挤压铸件的结构形式、壁厚情况、收缩变形、合金种类、挤压铸造机参数以及挤压铸件使用性能等方面的因素，分析金属液充填型腔时的流动状态和充填速度及充填过程中可能出现的死角和裹气部位，以便布置合理的溢流和排气系统。通常对浇道位置的选择首先要保证金属液沿着型壁顺序充填，尽量避免金属液的相互冲击及冲击型芯和型壁，减少金属液的流动阻力。如带有散热片的制件，金属液应顺着散热片方向填充，在满足充填、排气条件下，应选择较短流程的浇道。内浇道应使液态金属从铸件厚壁处开始充填，以利压力的传递，消除缩孔。

图 5.10-7 和图 5.10-8 是两个挤压铸件工艺方案选择实例。



(a) 正直角形方案

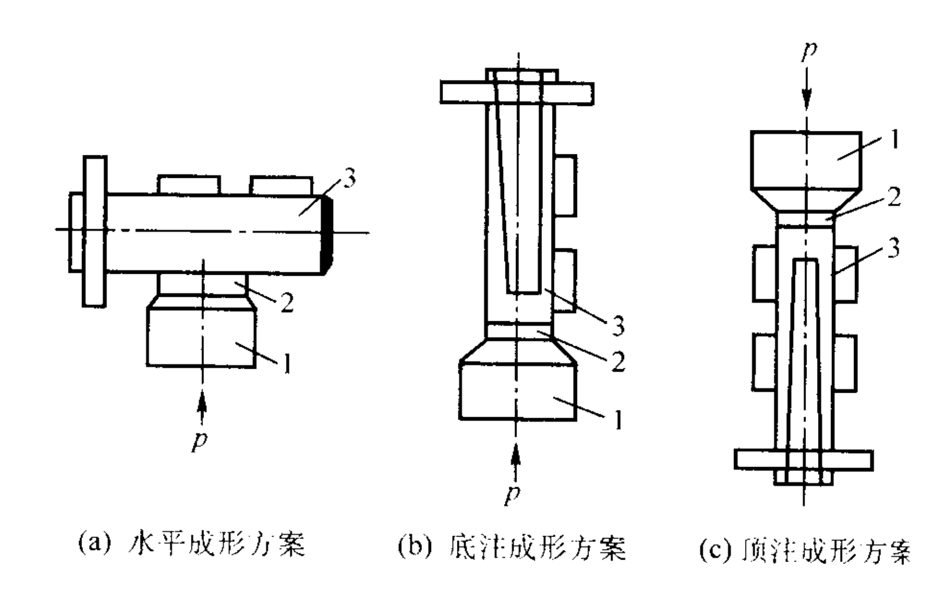


(b) V 形放置方案

图 5.10-7 铲板铸件挤压铸造方案

图 5.10-7 为铲板铸件挤压铸造方式选择方案。图 5.10-7a 零件在型腔中成形时成正直角形，模具加工较容易，但浇入模具中的金属液散热面积大，挤压时液流流动不均匀，铸件成形性不好，若采用图 5.10-7b 的 V 形放置形式，虽然模具加工难度大一些，但能充分利用液态金属在型腔中的热容量，使铸件易于成形，能保证工艺的顺利实施和生产出理想的挤压铸造件。经大批量生产证明，选用图 5.10-7b 形式工艺合理，铸件成形性好，力学性能高，生产率稳定，平均每两分钟即可生产一件。

图 5.10-8 为汽车制动泵铝合金缸体的挤压充型位置选择。图 5.10-8a 为缸体的水平成形简图，其优点是：金属液充型距离短，有利于压力传递和对铸件厚大部位的补缩；铸型高度较小，锁型容易。缺点是：主缸孔难以铸出，即使铸出也难以保证精度（易偏斜），且水平抽芯距离较长，需加侧向抽芯液压缸；需采用长扁形内浇道，切除困难，铸件外观有切痕。



(a) 水平成形方案　(b) 底注成形方案　(c) 顶注成形方案

图 5.10-8 缸体铸件挤压铸造工艺方案选择

1—料饼；2—浇口；3—铸件

图 5.10-8b 为缸体底注成形简图，其优点是：主缸孔可铸出，铸件壁厚均匀，减少了机械加工余量，铸件外形美观，无内浇道切痕，金属液充型平稳。缺点是：金属液充型距离较长，铸件上远离压头的厚壁部位易产生缩松缺陷；需采用锁型套进行锁型。

图 5.10-8c 为缸体顶注成形简图。采用这种成形方式时，铸件首先必须浇注成形，然后对铸型上部的金属余料施压，对铸件厚大部分进行补缩。其主要特点是金属的凝固顺序较理想，但由于型腔较深，浇注过程中金属液易氧化飞溅，型温低时不易浇注成形，采用普通挤压铸造机对型腔上部的余料施压时，压力难以传递到铸件底部，导致铸件底部轮廓不清晰，且铸型结构复杂，锁型困难。

结合比较上述三种成形方式并经生产实践验证，当铸件高度不大于 200 mm，且壁厚较匀匀时，缸体铸件采用图 5.10-8b 所示的底注成形方式较理想。

3.5 排气和溢流槽的设计

（1）直接挤压铸造情况下

排气槽常设置在配合面，深 0.05 ~ 0.10 mm，宽 5 ~ 20 mm，在有的冲头挤压铸件上，也可在铸件顶部加工出很细小的排气孔，或安装排气塞。

直接挤压铸件一般不需专门设置溢流槽。在有的情况下，例如在冲头挤压较薄铸件时，为防止金属液定量不准造成铸件壁厚变化，可在铸件顶部设溢流槽，以储存多余的合金。合金液进入溢流槽的间隙通常为 0.5 ~ 2 mm。溢流槽结构见图 5.10-9。

（2）间接挤压铸造情况下

与直接挤压铸造模不同，间接挤压铸造模必须在模具适当部位开设溢流槽和排气槽，且应与浇注系统同时考虑，三者关系紧密，均直接影响铸件及金属的充填过程，生产实践证明，有效地从型腔中排除气体、涂料残渣以及混有气体的被污染的金属液体，对提高铸件质量有着重要意义。

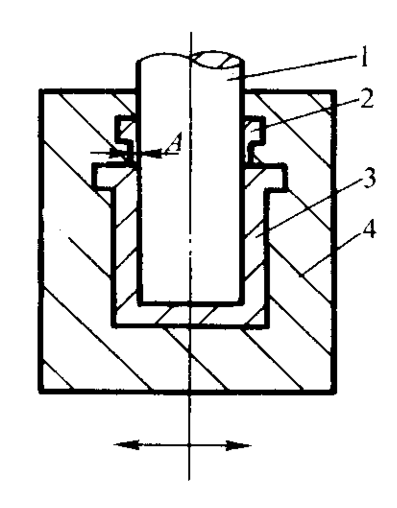


图 5.10-9 冲头挤压铸造杯形件溢流槽结构

1—压头；2—环形溢流槽；3—铸件；4—铸型

1）溢流槽的设计 溢流槽应开设在最先流入型腔的金属液流程的末端，以容纳冷污金属，集存混有气体和涂料的残渣等，达到稳流和防止涡流的目的。它与排气槽配合，能迅速排除型腔中的气体，增强排气效果，减少铸件表面花纹、冷隔及浇不到等缺陷。对有型芯的铸件，溢流槽应开设在受金属液流冲击的型芯背面，或多股流液流汇合之处，如图 5.10-10 所示。因为型芯背面区是多股金属液的汇合处，是金属液充填过程中被型芯阻止而形成的"死区"，同时也是形成气孔，夹渣缺陷的地方，在此处布置溢流槽可将气体、夹渣导出型腔，防止形成涡流。

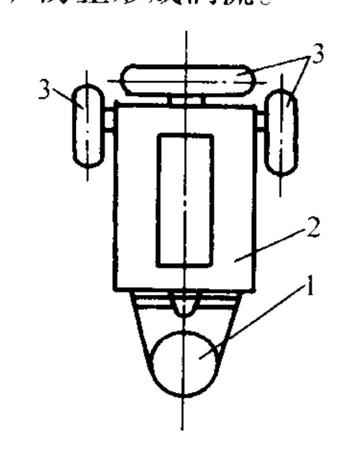


图 5.10-10 溢流槽布置

1—溢流槽；2—铸件；3—浇道

实际设计中，可事先在模具上预留出布置溢流槽部位，经试模后，观察分析制件上金属液流流痕和缺陷形态，最后再确定合理的溢流槽布置方案。常用的溢流槽的 4 种结构形式及尺寸如图 5.10-11 所示。

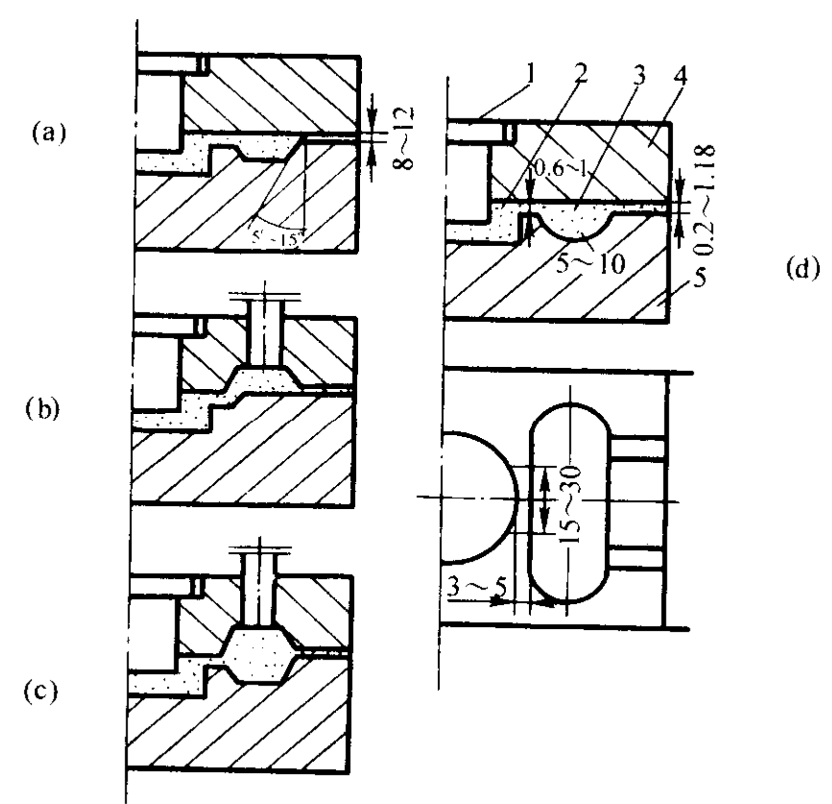


图 5.10-11 溢流槽结构形式及尺寸

1—冲头；2—铸件；3—溢流槽；4—铸型（上）；5—铸型（下）

2）排气槽的设计 排气槽通常布置在溢流槽的后面，特殊情况下，也可单独布置在型腔某个部位。排气槽的设置基本原则如下。

① 尽量设置在分型面上，以减少铸件上的飞边毛刺。

② 当排气量很大时，一般是增加排气槽数量和宽度，切忌增加深度，以防金属液向外喷溅或堵死排气槽。挤压铸造铝合金时排气槽深度通常为 0.10 ~ 0.15 mm。宽度为 10 ~ 25 mm。

③ 可利用型芯头或推杆的间隙排除型腔深处的气体。

④ 排气槽的总截面积，一般不应小于内浇道截面积的 50%，但也不应超过内浇道截面之和。常见的排气槽结构形式如图 5.10-12 所示。

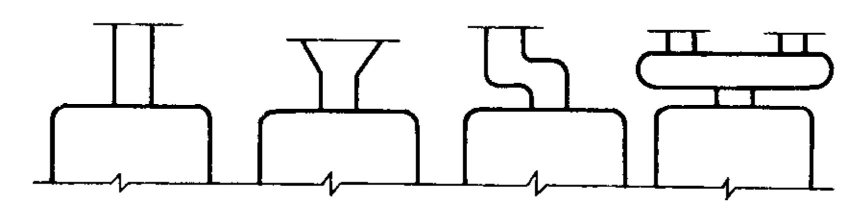


图 5.10-12 分型面上排气槽的形式

3.6 模具材料

挤压铸造模具接触高温金属液体，又要承受一定的压力，要求模具材料具有优良的热稳定性、高温强度、耐磨性、抗热疲劳性、抗氧化性和较高的耐冲击性以及尽可能高的导热性和较低的线胀系数，所以要根据设备、操作温度、经济性等综合考虑，合理选用模具材料。

（1）铝、镁、锌等低熔点合金用模具材料

铝、镁、锌等合金浇注温度分别为 600 ~ 750℃、630 ~ 680℃和 400 ~ 450℃。模具以机械磨损和粘蚀为主要失效形式，常用 3Cr2W8V 和 H13 热作模具钢，经调质处理后再进行氮化处理。另外，国内一些单位研制的 HD、HM1、ER8、Y4、Y10、HM3 等新型热作模具钢，也得到了广泛应用。

（2）铜合金用模具材料

铜合金的浇注温度约 900 ~ 1 180℃，模具的粘蚀、热疲劳裂纹等比铸铝严重得多，采用 4Cr3Mo2MnVNbB 钢的模具寿命明显优于 3Cr2W8V 钢，对冲头、模芯等受热、受力大的零件，也可采用难熔金属。难熔金属 W、Mo 的熔点比热作模具钢高，在成形温度范围内无相变，热胀系数只为热作模具钢的1/3，其导热性却是热作模具钢的 5 倍而更显优势。

（3）钢铁金属用模具材料

钢和铁的浇注温度在 1 300 ~ 1 700℃范围，热疲劳裂纹和熔蚀是模具型腔主要的失效形式，所以直接与金属液接触的型腔部分，可选用 3Cr2W8V 钢经表面渗铝后使用。也可以使用难熔金属（钼基、钨基合金），以及高导热合金（如铜合金）制造钢铁金属挤压铸模等。对不直接与金属液接触的模具零件，如垫板、底板、推杆、套筒等，常采用调质处理的铬钨钒或铬钼钒等热作模具钢；对于尺寸精度要求不高时，也可采用碳结构钢。

3.7 铸型加工和装配技术要求

结构零件尤其与高温金属液体直接接触的零件，在充填过程中，受到高温、高压、高速及热交变应力作用，可能会产生位移及改变配合性质，这些都将影响挤压铸造工作的进行。各部件的精度和相互配合技术要求很严，要求在高温下工作时，各部分结构尺寸要稳定，动作安全可靠，使用寿命长。

1）对于与高温液体金属接触，受热影响大的零件，如套板和镶块、镶块和型芯、套板与压套、套板与分流锥等，若配合零件为圆形，则采用 H7/h6 的配合，若配合零件为异形，则采用 H7/h7 的配合。

2）对不与高温金属接触，受热影响不大的零件，如套

板与导柱、导套、斜销、楔紧限位块及定位销等，可用H7/m6～H7/h6配合，其中导套和套板的固定部位应采用H7/k6，其余采用H7/m6配合。

3）对运动部件的配合要求，在挤压铸造过程中液体金属不能挤入间隙内，在热胀冷缩的情况下，应保证挤压铸造过程正常进行。以挤压铸造铝合金为列，与金属液接触受热影响较大的推杆和镶块上的孔，活动型芯和配合孔，成形滑块与导槽等配合常取H7/e6～H7/h8；受热影响较小，要求精度较低的推杆，导柱和推板，导套的导滑部位，复位杆和孔等配合为H7/f9～H9/f9。

4）结构部件的表面粗糙度直接影响模具的使用寿命。

分型面、滑块楔紧面，导柱和导套、斜销和孔，可选取$R_a = 1.6 \sim 0.8\ \mu m$。

5）定模或动模的分模面与底板表面之间的不平行度误差不要超过表5.10-15规定。

表5.10-15 不平行度误差值 mm

模具尺寸	～200	200～300	300～400	400～500
允许误差	0.04	0.05	0.07	0.09

6）分模面上的镶块应保持密合，局部地方的间隙不得超过0.05 mm，而且镶块不得低于套板平面，一般应高出套板平面，但不得超过0.05 mm。

7）导柱导套与分模面之间的垂直度允许误差，在200 mm长度内不得超过0.05 mm。

8）推杆在推杆固定板中应能灵活转动，轴向间隙不大于0.01 mm，复位杆不得高出分模面，但可稍低于分模面。

9）所有活动部分，如导柱与导套的配合，斜销与滑块的配合，型芯推杆、复位杆、卸料板等动作应灵活可靠，不得有啮合卡死现象。

10）滑块在开模后应定位可靠。合模时，滑块斜面与楔紧块的斜面应压紧，且具有一定的预应力。

11）各模板的边缘应倒角或倒圆，安装面应光滑平整，不应有突出的螺钉头、销钉、毛削等。

12）安装部位的尺寸，如U形槽或压边应符合所选用的挤压铸造机规格，在动、定模上应分别设计吊装用螺钉孔。

4 铸造工艺

4.1 铸型涂料

（1）铸型涂料的作用

1）防止铸件粘焊铸型。

2）使铸件顺利的从型腔中取出。

3）增加铸件表面光洁程度。

4）延长铸型寿命。

5）减缓液态金属的结壳速度，以利充型和补缩。

（2）挤压铸造工艺对涂料的要求

1）有好的润滑作用，以利脱模。

2）有高的耐热性和化学稳定性，较好的隔热性，防止高温金属液对模具表面的熔蚀作用，降低模具的工作温度，减小铸型所承受热应力，有利于提高铸型使用寿命。

3）发气量低，以免因发气量大导致铸件表面产生气孔、气坑等缺陷。

4）具有良好的悬浮性，保证喷涂效果良好，铸型型腔表面涂层均匀平滑，不发生沉淀和分层现象。

5）有很好的附着强度，适当的塑性变形能力，能牢牢地黏附于型腔表面，在高温金属液充型和挤压过程中，涂料层不发生开裂和脱落现象。

6）在使用过程中无有害气体及其他污染环境的物质析出，符合环境保护要求。

（3）涂料类型

目前使用的挤压铸造涂料，主要分为两大类：石墨类和非石墨类。

1）石墨类 有水剂胶体石墨、油剂胶体石墨等。水剂胶体石墨润滑性好，对铸型的冷却作用也好，发气少，但石墨对铸件表面有黏附。油剂胶体石墨润滑性能优于水剂胶体石墨，但冷却铸型效果稍差，浇注时发气量大，污染环境，铸件表面黏附石墨。此类涂料可用于铝合金、锌合金和镁合金挤压铸造。油剂胶体石墨还可用于铜合金。

2）非石墨类 此类涂料有水剂白涂料和冲头油及防焊合蜡等。水剂白涂料润滑性略低于水剂胶体石墨，对铸型冷却效果好，浇注时发气少，对铸件表面和环境污染很少。这种涂料适用于铝合金和锌合金铸型型腔。冲头油及防焊合蜡的润滑性能，对模具冷却效果及发气量均与油剂胶体石墨相近，对铸件表面及环境污染较少，使用范围与油剂胶体石墨相同。

（4）涂料配比实例

见表5.10-16～表5.10-18。

表5.10-16 挤压铸造铝合金用铸型涂料

序号	材料组成（质量分数）/%				
1	全损耗系统用油60	二硫化钼15	黄蜡25	—	—
2	胶体石墨13	水玻璃20	氧化锌67	外加适量水	—
3	氧化锌17	水玻璃13	滑石粉9	石棉粉61	外加适量水
4	低分子聚乙烯25	全损耗系统用油75	—	—	—
5	氧化锌30	水玻璃20	甘油50	外加适量水	—
6	胶体石墨100	—	—	—	—

表5.10-17 挤压铸造铜合金用铸型涂料

序号	材料组成（质量分数）/%			
1	胶体石墨45～50	全损耗系统用油30～35	松香5～10	松节油5～10
2	石墨30	全损耗系统用油70	—	—
3	石墨5	锭子油95	—	—
4	胶体石墨66	亚硫酸盐液25	糊精9	外加适量水
5	氧化锌9	石棉粉74	水玻璃17	外加适量水

表5.10-18 挤压铸造铸铁和铸钢用铸型涂料

编号	材料组成（质量分数）/%				
1	玻璃粉29	水玻璃35	刚玉粉18	碳酸钙12 氧化锌6	外加适量水
2	地蜡30	石蜡30	凡士林26	石墨14	—
3	玻璃粉48	水玻璃40	石墨粉8	石棉粉4	外加适量水
4	锆石粉82～84	糖浆12～13	糊精3.5～5	外加适量水	—
5	石蜡40	二硫化钼20	水玻璃20	酒精20	外加适量水，高锰酸钾0.3

4.2 铸型温度

模具温度过高或过低都会给铸件的质量和模具使用寿命带来不利影响。模具温度过高，容易发生粘模，使脱模困难；模具温度过低，则铸件质量难以得到保证，如产生冷隔和表面裂纹等缺陷。合适的模具温度主要取决于合金的种类、铸件形状和大小。

图5.10-13是挤压铸造汽车用铝合金卡钳铸件缩孔率与铸型温度的关系，在140~180℃以外，铸件缩孔率大幅度增加，各类合金的常用挤压铸型工作温度见表5.10-19。

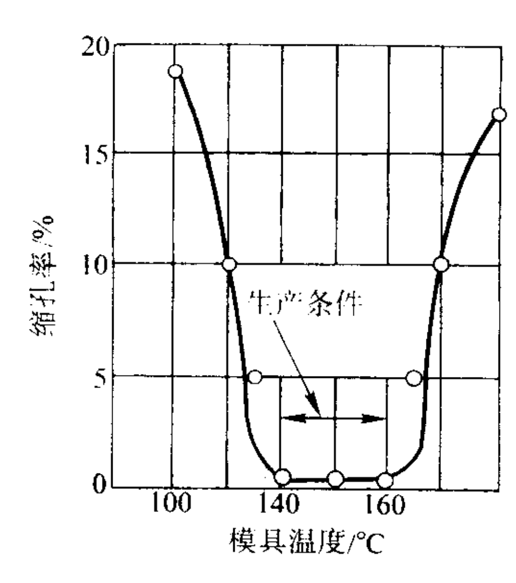


图5.10-13 挤压铸造卡钳铸件缩孔率与铸型温度的关系

表5.10-19 挤压铸型工作温度 ℃

合金种类	预热温度	工作温度
铝合金	150~200	200~300
铜合金（凹型）	170~200	250~300
铜合金（凸型）	200~250	
铸件和铸钢	150~200	200~450

4.3 浇注温度

通常根据合金的液相线温度和凝固范围来确定理想的金属液浇注温度，合适的金属液浇注温度一般比液相线高100~150℃为宜。对于薄壁铸件或热容量较小的合金铸件浇注温度可取高些，反之取得低些。挤压铸造时的浇注温度，应比同种合金的砂型、金属型铸造时要略低些。一些常用合金的挤压铸造浇注温度见表5.10-20。浇注温度一般控制在较低值，这样能使金属内部气体易于逸出，且一旦施压后，还能使金属液同时进入过冷状态，获得同时形核的条件，进而获得等轴晶组织的铸件。

表5.10-20 一些牌号常用合金挤压铸造浇注温度

合金类别	合金牌号（代号）	浇注温度/℃
铸造铝合金	ZL102	640~690
	ZL104、ZL101	640~720
	ZL105	640~720
	ZL203	670~720
	ZL301	640~720
变形铝合金	7A04	680~720
	2A12	680~720
	4A11	680~720
	2A80	680~720
	6A02	680~720
铸造镁合金	ZM5	580~650

续表5.10-20

合金类别	合金牌号（代号）	浇注温度/℃
铸造青铜	ZCuSn10Zn2	1 100~1 180
	ZCuSn10Pb1	1 050~1 150
	ZCuSn5Pb5Zn5	1 100~1 170
	ZCuSn3Zn8Pb6Ni1	1 100~1 160
	ZCuAl9Mn2	1 100~1 150
	ZCuAl10Fe3Mn2	1 120~1 170
铸造黄铜	ZCuZn16Si4	980~1 030
	ZCuZn40Pb2	960~1 000
	ZCuZn40Mn2	900~970
	HMn57-3-1（变形合金）	920~1 000
	ZCuZn38Mn2Pb2	920~1 000

4.4 压力

压力是挤压铸造中最重要的工艺参数。压力是指对铸型中液态金属单位面积上所施加的平均挤压力，铸件在这种挤压力的作用下结晶、有利于消除缩孔、缩松和气孔等铸造缺陷，获得较好的内部组织和较高的力学性能。由表5.10-21、图5.10-14和表5.10-22可见，比压低时铸件内部缺陷不能完全消除，只有达到某一临界压力，才能获得完好铸件。压力过高则会影响模具寿命，浪费能源。图5.10-15是压力对铸件力学性能的影响。影响临界压力大小的因素较多，如合金种类、化学成分、铸件形状和大小等。图5.10-16和图5.10-17表明，铝铜合金中的铜含量和铝硅合金中的硅含量都对挤压铸造所需的临界压力有明显影响，铜、硅量增加所需临界压力升高。图5.10-18是柱塞挤压条件下铝合金圆柱形试样直径与所需挤压临界压力的关系曲线，可见试样直径小，需临界压力高。在生产中适当的临界压力需通过试验来确定。通常直接冲头挤压和间接挤压的压力一般要选在60 MPa以上，柱塞式挤压要选在80 MPa以上。

表5.10-21 压力对挤压铸造高锰钢铸件缩孔体积的影响

压力/MPa	缩孔尺寸(长/mm)×(宽/mm)×(深/mm)	缩孔体积/m³
0	20×8×40	1.4×10^{-5}
5	20×17×38	1.29×10^{-5}
10	19×17×37	1.20×10^{-5}
15	19×16×36	1.15×10^{-5}
23	20×15×30	6.0×10^{-6}
35	15×12×24	4.0×10^{-7}
40	6×8×12	5.8×10^{-8}
60	3×5×7	7.0×10^{10}
80	0	0
90	0	0

注：加压时间35 s，施压速度15 mm/s。

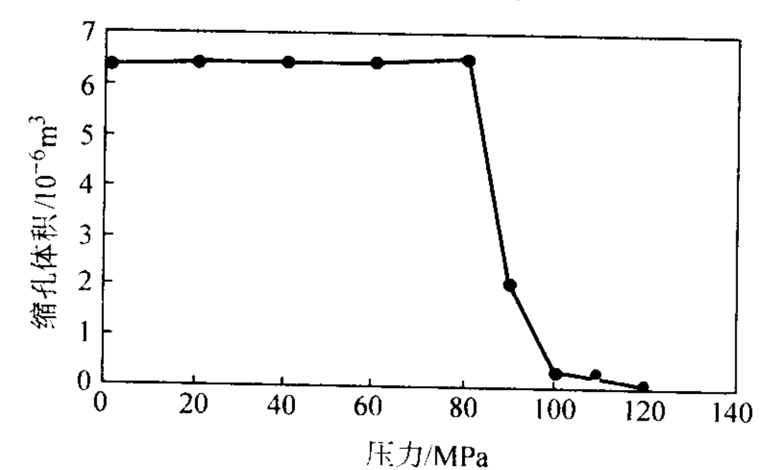


图5.10-14 压力对挤压铸造高速钢铸件缩孔体积的影响

表 5.10-22 压力对铝合金活塞铸造质量的影响

比压 /MPa	铸件质量	评级
0	外观不成形，有冷隔，内部有孔洞，销孔不完整	不合格
20	有冷隔，不成形，销孔下有明显疏松	不合格
30	有冷隔，顶部有折皱，毛糙，销孔下有疏松	不合格
50	表面不光，裙部不平，顶部有小泡，无疏松	合格
70	外观不光，顶部未压平，燃烧室不光滑，无疏松	合格
80	外观较光，稍有冷隔，顶部不平，无疏松	良
100	外观较光，裙部少量条纹，无疏松	优
150	外观光滑，内部无疏松	优
200	外观光滑，内部无疏松	优

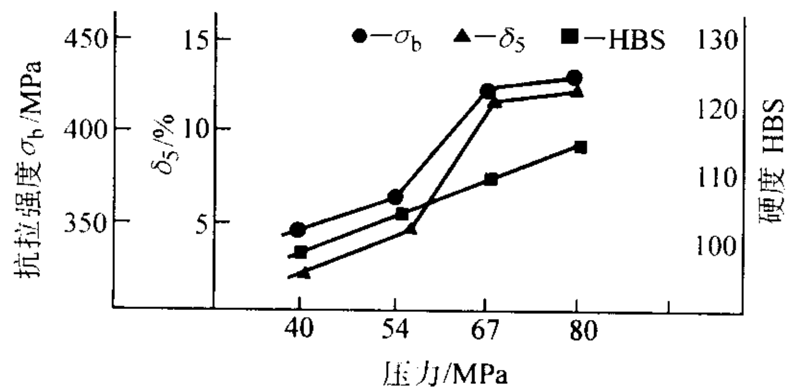


图 5.10-15 压力对 ZA27 合金力学性能的影响

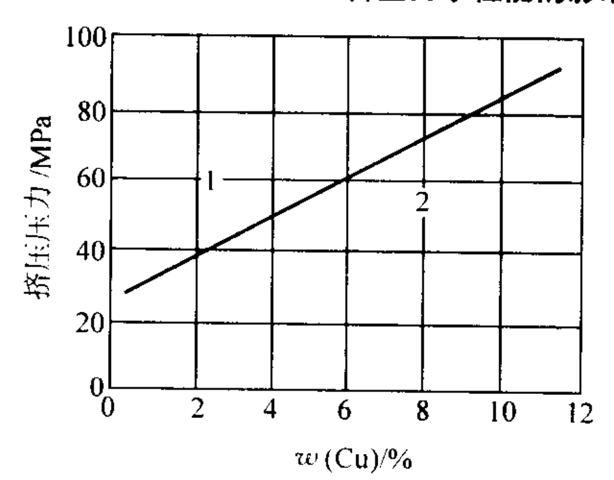


图 5.10-16 铝铜合金中的铜含量对挤压铸造临界压力的影响

1—无缺陷；2—有缺陷

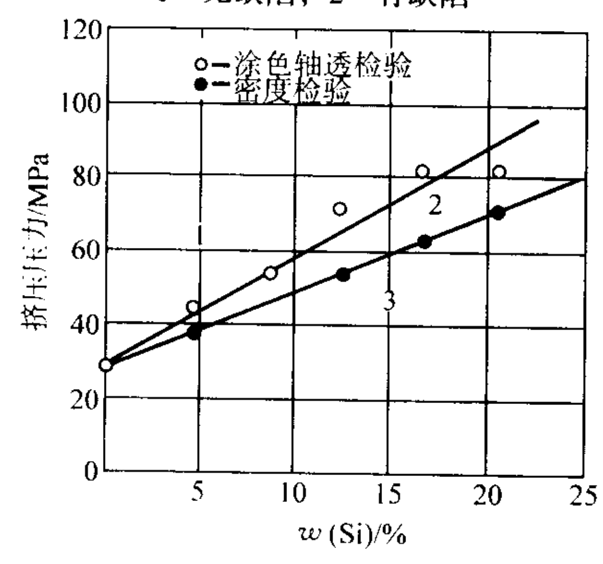


图 5.10-17 铝硅合金中的硅含量对挤压铸造临界压力的影响

1—无缺陷；2—微观缺陷；3—宏观和微观缺陷

4.5 加压开始时间

合金液浇入铸型（直接挤压）或压室（间接挤压）至开始对金属液施加压力的时间间隔称为开始加压时间。对于小件、薄件或复杂件，此值应尽量短些为好。生产中一般掌握在 15 s 以内。对于直接挤压法生产的简单实心件或厚大件，金属液冷却到液相线以下加压，有利于获得最佳力学性能。在此情况下宜适当延时，通常停留 10 ~ 20 s，再开始加压。

4.6 加压和充型速度

液态金属充型时挤压冲头的运动速度称为加压速度。在铸型已确定的情况下，冲头的加压速度决定了液态金属的充型速度。生产中液态金属充型速度应控制在 0.8 m/s 以下。充型过快，液态金属易产生涡流，卷入气体，使铸件在热处理时起泡；充型速度太低，液态金属又不能充满铸型。为此，对于直接冲头挤压铸造，一般用冲头的速度进行控制，厚壁铸件的冲头速度可慢些，宜控制在 0.1 m/s 左右。薄壁或小铸件的冲头速度可高些，为 0.2 ~ 0.4 m/s。对于间接冲头挤压铸造，常按充型速度进行控制，对厚壁铸件充型速度可控制在 0.5 ~ 1 m/s；对薄壁铸件，充型速度可控制在 0.8 ~ 2 m/s。

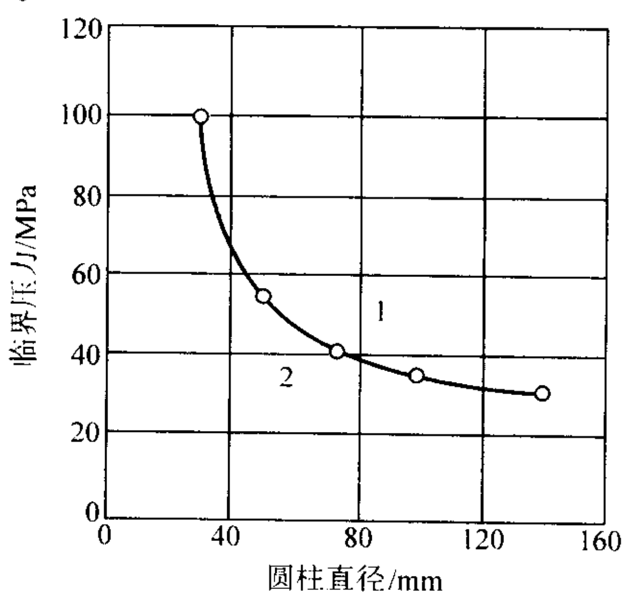


图 5.10-18 铝合金圆柱件直径与不产生缺陷的挤压铸造临界压力的关系

1—无缺陷；2—有缺陷

4.7 保压时间

挤压时压力保持时间，一般应控制到铸件完全凝固时为止。保压时间的确定，通常取决于铸件的形状和断面厚度。保压时间过短，会使铸件心部在尚未完全凝固下卸压，造成铸件内部得不到补缩而产生缩孔、缩松；过长，会使起模困难，降低模具使用寿命。表 5.10-23 列出了根据铸件最大壁厚所推算的保压时间。

表 5.10-23 按铸件壁厚确定的保压时间

铸件最大壁厚/mm	单位厚度所需保压时间/s·mm⁻¹		
	铝合金	铜合金	钢和铸铁
≤50	0.5	1.5	0.5
≤100	1.0 ~ 1.5	1.5	0.5

4.8 典型铸件工艺

1）挤压铸造铝合金活塞 图 5.10-19 是活塞的毛坯图，活塞材质为日本铝合金牌号 AC8B，带有奥氏体铸铁耐磨镶圈，镶圈材料为 ISO 标准牌号 LNiCuCr-1562。镶圈渗铝处理后放入挤压铸型。

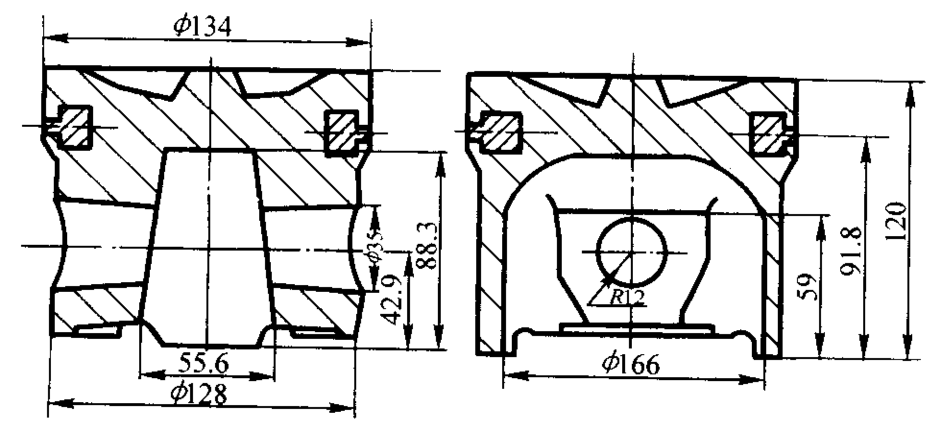


图 5.10-19 活塞毛坯图

由于活塞顶部和销座部较厚大，为提高补缩效果，防止缩松、缩孔产生，除将燃烧室、销孔铸出外，采用活塞顶朝上工艺，图 5.10-20 是其挤压铸造工艺示意图。采用顶朝上工艺不仅使活塞在凝固中温度场方向与压力场方向一致，利

于补缩，而且利于镶圈的放置和起模。镶圈支撑使用4段区域接触方案，表5.10-24是试验中挤压铸造活塞的工艺参数。活塞基体及镶圈材质的性能见表5.10-25。

2）挤压铸造铝合金轮毂　汽车铝轮毂是一种要求较高的铸件。虽然用金属型重力铸造、低压铸造法生产的产品都能满足使用要求，且都有实际应用，但这些铸造方法的产品整体质量比挤压铸造轮毂差一个档次。锻造铝轮毂有更好的承受冲击能力，但生产成本太高。因而挤压铸造是生产铝合金轮毂应用较广的方法之一。

图5.10-21是应用普通四柱液压机生产汽车铝合金轮毂的挤压铸造模具结构示意图。模具采用的是直接冲头挤压法，凹模采取垂直分型面，以便工件出模。采用垂直分模就必须有水平方向锁紧装置，考虑到设备条件限制，因此采用锥形锁模环锁3紧装置。工作时，在4、7、8组成的凹模中浇注金属后，上模下行，3首先压紧4、8，随后凸模6加压成形，保压后，凸模6随上模上行，3在弹簧作用下仍压紧4、8，以便凸模起模，弹簧压紧力应大于凸模起模力，最后开模板2带动锁模环3上行，凹模组件4、8分开取出铸件。挤压铸造工艺参数见表5.10-26。轮毂材质为ZL107铝合金。挤压铸造和低压铸造的轮毂力学性能对比见表5.10-27。

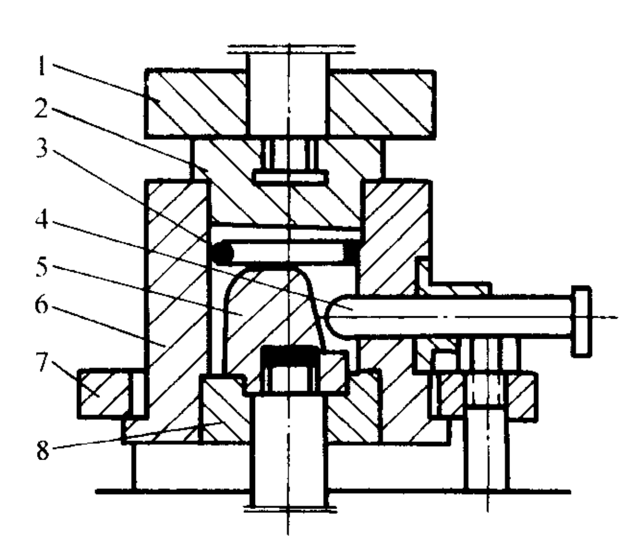


图5.10-20　活塞挤压铸造工艺示意图

1—上压板；2—上压头；3—镶圈；4—芯销；5—芯头；6—外框；7—下压板；8—止口座

表5.10-24　挤压铸造活塞工艺参数

浇注温度/℃	铸型温度/℃	出模温度/℃	保压时间/s	压力/MPa
710～720	250～350	≈500	60	100～140

表5.10-25　活塞基体及镶圈材质达到的性能

活塞组件	σ_b/MPa	δ/%	HB	备注
基体	290，285，270	2.0，19，1.0	105，106，108	T6处理
镶圈	280，279，282	1.8，1.7，2.0	169，164，166	退火处理

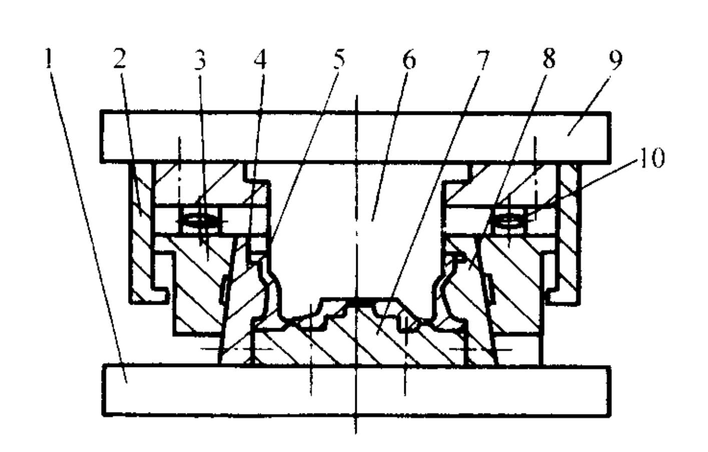


图5.10-21　轮毂挤压铸造模具示意图

1—下模板；2—开模环；3—锁模环；4、7、8—凹模组件；5—轮毂铸件；6—凸模；9—上模板；10—弹簧

表5.10-26　铝轮毂挤压铸造工艺参数

铸型涂料	铸型温度/℃	浇注温度/℃	开始加压时间/s	加压速度/$m\cdot s^{-1}$	加压压力/MPa	保压时间/s	冷却时间/s
石墨+加油	310℃	730℃	5～8	0.1	>100	10	15～20

表5.10-27　不同铸造法ZL107轮毂T6态力学性能对比

成形方法	抗拉强度σ_b/MPa	伸长率/%	硬度HBS
挤压铸造	321	7.2	109
低压铸造	245	2.5	90

3）各类铸件挤压铸造工艺参数实例见表5.10-28。

表5.10-28　挤压铸造工艺参数实例

序号	铸件名称	铸件规格	材质	挤压方式	铸型温度/℃	浇注温度/℃	压力/MPa	加压速度/$mm\cdot s^{-1}$	保压时间/s	其　他
1	电机端盖	厚6.5～3 mm，1.5 kg	铝合金	间接挤压	<300	690～740	50	0.55	5～10	每模2件
2	动涡旋盘	厚5～8 mm，0.35 kg	ZL111	间接挤压	200～300	700	20	0.03～0.06	10	—
3	二级舵	25 mm×350 mm	ZL207	间接挤压	250～300	650～700	60	0.055	5～10	—
4	空压机连杆	0.2 kg	ZL108	间接挤压	150～250	670～720	80～100	0.67	15～25	充型速度0.38 m/s
5	制动泵缸体	—	铝合金	间接挤压	<300	600～720	124	—	8～15	充型速度2.1～3 mm/s
6	连杆轴套	ϕ57 mm×39 mm	ZL108	间接挤压	200～250	720～730	30～40	慢	10	
7	管钳柄	ϕ140 mm×300 mm	铝合金	间接挤压	100～280	600～720	60	—	10～18	充型时间0.9 s
8	轴承保持器	ϕ242 mm	铝合金	间接挤压	180～230	680～720	85～90	—	6～8	充型速度0.25～0.3 mm/s
9	摩托车轮毂	5 kg	ZL101A	间接挤压	100～300	680～730	80	—	30	
10	电动机壳体	—	铝合金	间接挤压	<250	610～720	70	—	8～20	充型速度2 m/s
11	振动器壳体	—	铝合金	间接挤压	<300	650～710	52	—	12～20	充型速度2.7 m/s
12	液力偶合器外壳	20～70 kg各规格	ZL104	直接冲头	200～300	560～720	5～50	0.1	0.3～0.5 s/mm	开始加压时间10～20 s
13	钢丝绳接头	ϕ40 mm×352 mm	ZL104	柱塞	200～300	720～730	30～40	慢	25	—
14	带轮	—	铝合金	直接挤压	150～300	680～720	130	—	10～14	加压开始时间30～45 s
15	泵体	—	ZL104	直接挤压	150～250	680～700	80～100		45～60	—
16	铝气动仪表零件	多种	2A01	直接挤压	200～250	660～700	120～160	—	20	—

续表 5.10-28

序号	铸件名称	铸件规格	材质	挤压方式	铸型温度/℃	浇注温度/℃	压力/MPa	加压速度/mm·s⁻¹	保压时间/s	其 他
17	铜蜗轮	7.5 kg	ZCuSn10P1	柱塞挤压	220 ~ 280	1 000 ~ 1 150	47	—	45	—
18	铜轴套	φ55 mm × 200 mm 厚 7 ~ 35 mm	ZCuA110 Fe3Mn2	柱塞挤压	200 ~ 250	液相线上 50 ~ 100	100 ~ 120	—	23	—
19	铜吹氧喷头	φ200 mm × 100 mm	阴极铜	直接冲头	200 ~ 400	1 150 ~ 1 300	30 ~ 50	—	5 ~ 25	—
20	铜闸块	—	铜合金	柱塞挤压	250 ~ 350	1 120 ~ 1 150	200 ~ 300	—	30 ~ 50	开始加压时间 10 ~ 20 s
21	蜗轮轮冠	—	锌合金 ZA27	直接挤压	200 ~ 250	600 ~ 620	48 ~ 50	—	10 ~ 20	开始加压时间 3 ~ 10 s
22	增氧机蜗轮	φ130 mm × 64 mm	ZA27	直接冲头	150 ~ 200	550	75 ~ 100	0.156	40 ~ 60	
23	小型齿轮锻模	—	4Cr5MoSiV	直接冲头	250 ~ 350	1 480 ~ 1 530	50 ~ 70	—	30	开始加压时间 4 ~ 6 s
24	轧辊辊套	φ300 mm/φ145 mm 长 95 mm	高速钢	直接挤压	180 ~ 240	1 400 ~ 1 450	150	0.014 ~ 0.016	120 ~ 150	—
25	矿车轮	—	球墨铸铁	直接挤压	250 ~ 450	1 380 ~ 1 420	400 ~ 600	0.008 ~ 0.016	—	起模温度 850 ~ 950℃
26	球墨铸铁耙片	φ600 mm	球墨铸铁	直接冲头	250 ~ 350	1 280 ~ 1 380	0.47	—	13 ~ 18	
27	锻模垫板	6 ~ 12 kg	5CrNiTi 钢	柱塞挤压	< 690	1 600	60 ~ 80	—	3	—

5 常见缺陷及防止方法（见表 5.10-29）

表 5.10-29 挤压铸造件常见缺陷及防止方法

缺陷名称	缺陷特征	产生原因	防止方法
缩松、缩孔	铸件热节部位出现疏松、孔洞	1）挤压力不足 2）由于铸件中挤压力传递产生的沿程压力损失，远离冲头的热节受到的挤压力远低于临界挤压力 3）在直接冲头挤压和柱塞挤压中，铸件局部凝固部位阻碍了冲头施压	1）增加挤压力 2）调整铸型局部结构，控制铸件冷却、凝固顺序，保持补缩通道畅通 3）对难以补缩的热节实施局部加压
冷隔	1）在直接冲头挤压条件下，金属液接触铸型型壁部位形成结晶硬壳，在后续的挤压过程中，部分这种硬壳裹入铸件中，并且没能熔合，形成冷隔 2）在间接挤压条件下，远离浇道的薄壁处出现未熔合冷隔或孔洞	1）浇注温度或型温过低 2）开始加压时间过长 3）间接挤压充型速度偏低 4）铸型涂料未干，充型时产生大量气体 5）金属液流动性不好，夹渣多 6）挤压力不足或损失大 7）铸型排气道或集渣包设置不当，金属液充型流动不畅	1）提高型温或浇注温度 2）缩短开始加压时间 3）增加充型速度 4）调整涂料或喷涂工艺 5）提高金属液熔炼水平，净化金属液 6）增加挤压力 7）改进铸型排气和集渣系统
气孔、气泡	铸件断面有孔洞，常与缩孔结合在一起，或铸件经热处理后表面起泡	1）合金质量不好、含气量高 2）充型过程中裹入气体 3）铸型中该部分金属液凝固时的挤压力不足	1）提高金属液质量，降低其含气量 2）调整充型速度、减少紊流 3）优化铸型排气道系统 4）提高挤压力 5）增加充满铸型后的增压速度
夹渣	合金液熔炼产生的熔渣，合金液氧化产生的氧化物，铸型涂料夹入铸件	1）浇注金属液时带入的熔渣 2）合金液充型过程中压室或铸型型腔涂料剥落，进入铸型 3）充型过程的二次氧化渣	1）提高合金液纯净度，严格精炼工艺并除渣 2）浇注前吹干涂料，清理净型腔 3）金属液浇入铸型后，捞净液面浮渣 4）适当设置集渣包，使充型液流前端的氧化渣进入集渣包 5）平稳充型，减少合金液二次氧化

续表 5.10-29

缺陷名称	缺陷特征	产生原因	防止方法
裂纹	铸件凝固和冷却过程中，在铸件应力集中部位产生热裂或在冷却过程中在薄壁处产生冷裂	1）合金的裂纹倾向大 2）铸件结构复杂，壁厚差别大，铸造圆角小 3）铸型中合金在加压前产生的结晶硬壳已有热裂纹或在挤压中产生裂纹未得到液态金属填补 4）铸件未完全凝固即开模取件，被顶裂 5）保压时间过长，铸件收缩受阻，被拉裂	1）改用热裂倾向小的合金 2）改进铸型设计，增大圆角，用加工量调整铸件结构 3）加大挤压力 4）提高型温，缩短开始加压时间 5）选择适宜开模时间
偏析	异常加重的正偏析	在挤压力作用下，未凝固的金属液富集合金元素被挤到铸件热节处，在直接冲头挤压和柱塞挤压结晶范围宽的合金时易出现此现象	改变挤压方式和铸型设计

编写：冯志军（沈阳铸造研究所）

第 11 章　离 心 铸 造

1　概述

1.1　工艺过程

离心铸造是合金液浇注到旋转的铸型中，在离心力场下充填、成形和凝固，它有独特的工艺和质量特点。其工艺过程见图 5.11-1。

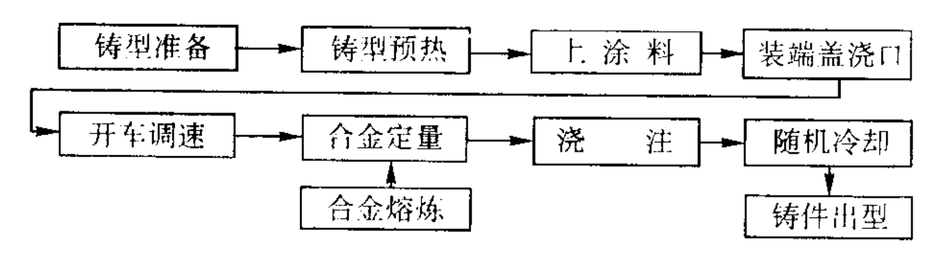


图 5.11-1　离心铸造工艺过程

1.2　特点

1）铸件组织致密。合金液在离心力场作用下充填和凝固，没有或很少缩松、夹杂等，组织致密。其密度约提高 1%～2%，硬度约提高 5%～11%，抗拉强度约提高 4%～20%。

2）铸件具有自由表面。合金液在铸型中能形成圆柱形或锥形自由表面。可不用型芯形成圆筒类铸件，简化了铸造工艺。

3）工艺出品率高。浇注后浇道无残留合金，工艺出品率可达 95%以上。

4）提高了合金液充填能力。对于流动性较差的合金或薄壁铸件用离心浇注，最小壁厚可到 1 mm 左右。

5）便于铸造双金属。可分层浇注，可铸造液－液、固－液双金属铸件。

6）浇注中异相质点可移动。由于合金液中不同重度质点在离心力作用下的移动，可铸造梯度材料和复合材料。

7）加重了偏析。易产生重力偏析的合金在离心浇注中，会使偏析加重。

1.3　离心铸造分类

（1）按旋转轴分

铸型绕水平轴旋转称卧式离心铸造，如图 5.11-2 所示。含悬臂式和滚轮式离心机。多用于生产管，套类等铸件。

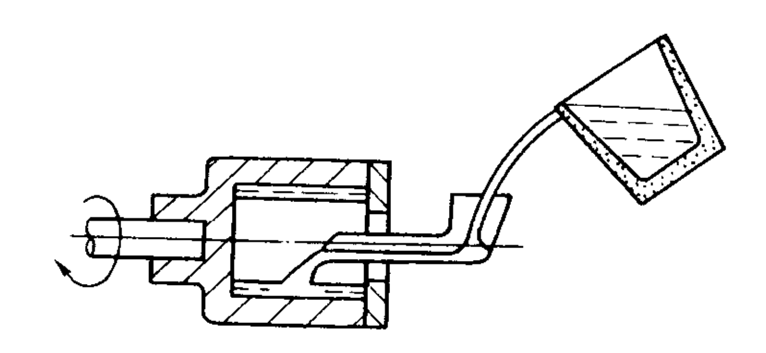


图 5.11-2　卧式离心铸造

铸型绕垂直轴旋转称立式离心铸造，如图 5.11-3 所示。多用于生产环、轮、辊及成形件。

铸型绕倾斜轴旋转称倾斜式离心铸造，主要用于生产双金属轧辊、锥形套等铸件。

（2）按铸件工艺性质分

真离心铸造。铸件内腔不用型芯，如管、筒、环类铸件。

半离心铸造。型腔内常设型芯，常有浇口式冒口，如叶轮、辐条轮、圆盘等，如图 5.11-4 所示。

多型腔离心铸造又称离心式浇注。多生产成形件、磨球等，各型腔呈放射状排列，如图 5.11-5 所示。

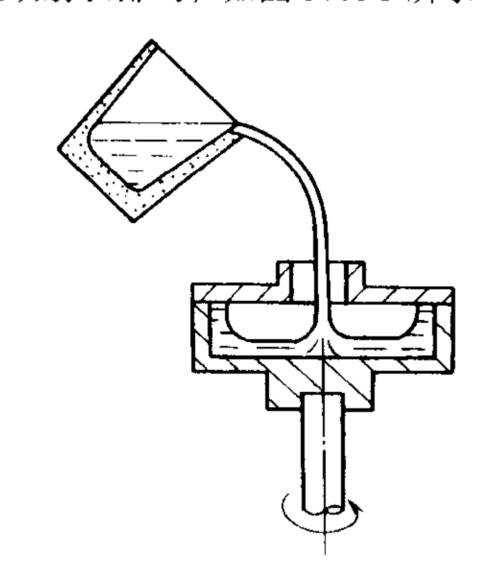


图 5.11-3　立式离心铸造

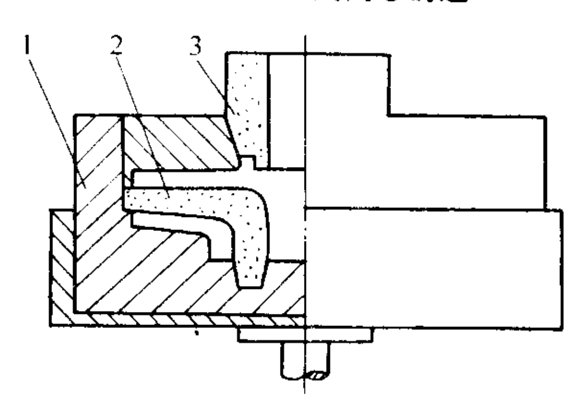


图 5.11-4　半离心铸造（叶轮例）
1—铸型；2—型芯；3—冒口

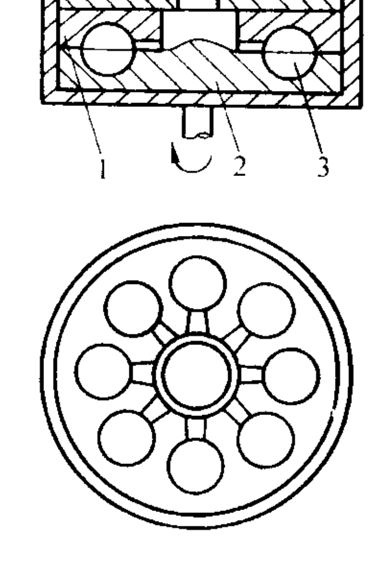


图 5.11-5　磨球多型腔离心铸造
1—上型；2—下型；3—型腔

1.4　应用范围

离心铸件在机械、冶金、石化、交通及城建等行业均有应用。从铸件种类看可归类如下。

1）铜套类　如各种轴瓦、轴套、滚筒、轮缘及口环等。

2）铸铁管、筒类　如输水管、排水管、井壁管、煤气管、化工用管、各种缸套等。

3）钢管类　如辐射管、炉底辊、滚道辊、炼镁罐及化工用管等。

4）双金属类　如钢背铜合金轴瓦、钢背锡合金轴瓦、铸铁复合辊套、冶金实心复合轧辊及铁－钢复合缸套等。

5）成形件类 如铜合金叶轮、涡轮、螺旋桨、钛合金叶轮及其他钛合金件等。

1.5 离心铸造发展

（1）国外发展概况

世界上第一个提出在离心力场下浇注铸件的是英国人A.Erchart，于1809年获得离心铸造专利。1849年英国人Andraw Shank制造出第一台卧式离心铸造机，1852年铸造出第一根ϕ76.2 mm×3 657 mm的铸铁管。1862年英国人Whileley和Bouwer制造出第一台立式离心铸造机生产轮圈。1914年巴西人Dimitri Sensand Delarard和F.Arens研制出冷模法离心铸管，该法中移动浇槽由德国人Otto Bride于1910年提出。1917年美国人W.L.Moor研制出干砂型离心铸管，称Sand-Spun法，1932年德国Poelzguter-Burchrtz公司曾用型内敷干砂生产钢管。1932年德国用立式离心铸造试制实心轧辊。1953年瑞典用喷涂料的铸型生产小型铸铁管，称热模法。20世纪50年代美国铸管公司用铸型内敷树脂砂衬生产铸铁管，称砂衬法。美国还用真空离心铸造生产钼钨合金缸套。1961年日本六保田铁工公司用卧式离心浇注外层，竖起充心部铁液，铸成冶金铸铁复合轧辊。到20世纪80年代以来，日本离心铸造球墨铸铁管达ϕ2.6 m。法国、英国等离心铸管长达8 m，原苏联离心铸造电厂用合金钢管达ϕ600～ϕ1 500 m，长达10 m。法国离心铸造青铜汽轮机环直径达4.4 m。

（2）国内发展概况

1935年鞍钢铸管厂用干砂型法生产D_g = 200～800 mm的离心铸铁管，后改表干砂型，D_g达900。

进入20世纪50年代：离心铸造铜合金应用扩大，上海离心机铸厂对铜合金进行了系统性能试验，说明了离心铸件性能特点。上海柴油机厂用离心铸造生产铸铁缸套。西安市汽车配件厂用双工位生产铸铁缸套。

在20世纪60年代中：上海轧辊厂用离心铸造生产轻工用双金属铸铁空心轧辊。上海重型机器厂用离心铸造生产钢管。沈阳黎明机械厂离心铸造合金钢圈直径达800 mm。沈阳冶金研究所等用真空离心铸造生产钛合金铸件。第一重型机器厂和上海有色铸造厂装备了大型立式离心铸造机，可生产大型轮缘等铸件。上海造纸机械厂和武汉锻造厂设置了大型卧式离心铸造机，生产大型筒类件。

在20世纪70年代中：沈阳7416厂研制了立式转盘多工位离心铸造机生产铸铁缸套。南京冶金机修厂开始立式离心铸造生产小型冶金用复合轧辊。鞍钢焊管厂曾用倾斜离心铸造试制小型冶金复合轧辊。太原钢铁公司首先用卧式离心浇注较大的冶金复合轧辊。鞍钢铸管厂用砂型法生产离心球墨铸铁管。

进入20世纪80年代后：广东石龙铸管厂引进冷模法离心铸管机，曾试制小型铸铁管。山西风雷机械厂等用冷模法生产球墨铸铁管。鞍钢铸管厂首次试验用砂衬法生产离心铸铁管。天水铸造机械厂、北京地质部有色铸造厂及华南理工大学等推出各种商品离心铸造机。近年来冷模法（水冷金属型）离心铸造球墨铸铁管应用扩大，逐步取代连续铸铁管。热模法（涂料金属型）离心铸造排水管较快地应用和推广。上海求新造船厂立式离心铸造轮缘直径达3 m。第一重型机器厂离心铸造冶金复合轧辊直径达1 028 mm。中国新兴铸管集团公司离心铸造球墨铸铁管达D_g = 2.2 m×8 m。武汉钢铁（集团）公司离心铸造合金钢筒达ϕ644 mm×3.8 m。

（3）我国离心铸造新发展

1）离心铸造钢和铸铁双金属件研制生产。如：石油钻井泥浆泵缸套，外层为碳钢，内层为高铬铸铁，取代了原机装工艺，提高了质量和效率；离心铸造双金属辊环，外层为高速钢，内层为合金铸铁，提高了使用寿命；离心铸造双金属辊套，外层为半钢，内层为石墨钢，提高了使用性能。

2）离心铸造磨球。与砂型法比改善了工艺，可实现机械化，磨球组织改善，性能提高。

3）离心铸造锌铝合金。锌铝合金轴套在离心铸造中由于合金成分宏观偏析严重，有一定困难，经试验加强工艺控制等，可铸造小型套类件。

4）离心铸造梯度材料和复合材料。研究在离心力场下，使初生金属间化合物含量沿离心半径呈梯度变化，形成梯度功能材料。如Al-Fe系合金离心浇注，得到由内向外层Al与Fe的金属间化合物逐渐增加的功能梯度材料，可满足不同力学、耐磨及耐热等性能要求。离心铸造金属基颗粒复合材料。如离心铸造Al－石墨复合材料轴套，经试验可使石墨偏聚在轴套的内层，形成富石墨耐磨层，提高耐磨性，而无石墨的外层力学性能好。

5）电磁场离心铸造。研究表明，合金钢在电磁场中离心浇注，受电磁力作用，使铸件宏观组织柱状晶弯斜，使等轴晶细化，改善了某些性能。

6）测温和定量计算机控制。在离心浇注中用红外测温仪和微机控制专用设备组成测温控制系统，在双金属铸造中，能监测铸型内合金层温度，以准确控制浇注内层合金和停机时间，提高了关键工艺环节精确性；在离心浇注中，按减重原理，用测重自动浇注机和微机控制，能准确监测出铸件壁厚，使铸件尺寸精确。

2 离心铸造工艺原理

2.1 离心力场

2.1.1 作用于液体合金的离心力

离心铸造时合金液在铸型内随着铸型作圆周运动，在离心加速度作用下，合金液质点就产生了离心力，它使合金液离开中心紧靠铸型，质点间依次紧密，使铸件组织致密。把旋转的合金液所占的体积视为一个空间，其每一个质点都受离心力的作用，这个空间便成了离心力场。合金质点（单位体积合金）所受离心力见式（5.11-1）。

$$f = \rho r\omega^2 / g = \frac{r}{g}\gamma\omega^2 \tag{5.11-1}$$

式中，f为单位体积合金液的离心力，N/cm³；ρ为合金液密度，g/cm³；r为合金液质点的旋转半径，cm；γ为合金液的重度，N/cm³；g为重力加速动，g = 981 cm/s²；ω为角速度，rad/s，$\omega = \frac{\pi n}{30}$。

整理为式（5.11-2）。

$$f = \frac{r\gamma\ (0.105\ n)^2}{981} = 0.112\ r\gamma\ (\frac{n}{100})^2 \tag{5.11-2}$$

式中，n为合金质点的旋转速度，r/min。

例：铜铸件r为10 cm，γ为0.087 N/cm³，n为700 r/min，计算得f = 4.78 N/cm³。

2.1.2 重力倍数

离心铸造中，合金所受离心力常比重力大许多倍，实际中把两者之比称重力倍数或系数，以G表示，见式（5.11-3）。

$$G = \frac{f}{\gamma} = 0.112\ \gamma\ (\frac{n}{100})^2 \tag{5.11-3}$$

对某铸件来说，其n越高G越大。对不同密度的合金来说，f相同时，其密度越小G越大。铸件上，内半径R、n与G关系见图5.11-6。

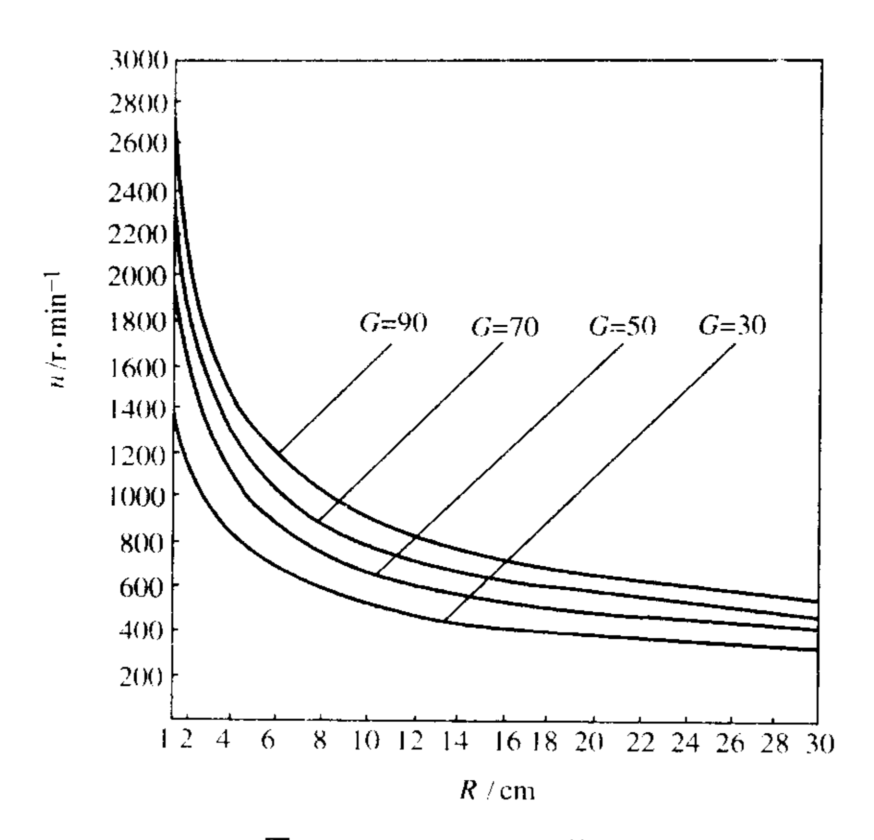


图5.11-6 R、n、G关系

2.2 合金液自由表面的形状

离心铸件有些部位是自由表面，自由表面的形状与合金液受力状况有关。

2.2.1 立式离心浇注自由表面的形状

立式离心浇注时，其铸件内表面是自由表面。当浇注后合金液中各质点达到相对静止状态时，即呈流体静力学状态，合金液受力状况如图5.11-7所示。如 M 点重力与离心力垂直，当各力相平衡时，就形成了稳定的自由表面即旋转抛物面。表达为式（5.11-4）。

$$y=\frac{\omega^2}{2g}r^2 \qquad (5.11\text{-}4)$$

式中，y 为从抛物面原点至半径 r 处高度，称离心水头。

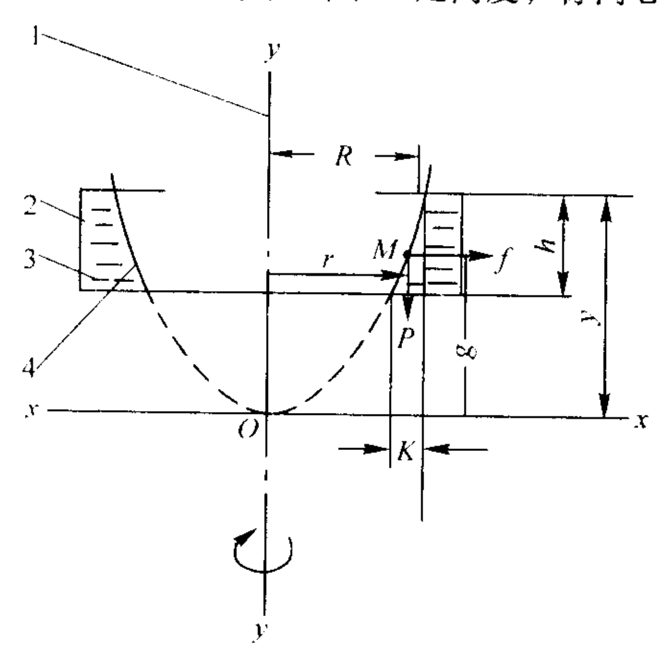


图5.11-7 立式离心浇注自由表面形状

1—旋转轴；2—铸型；3—合金液；4—自由表面

铸件内表面是一曲面，铸件壁的上下端有壁厚差。铸件壁厚差近似计算见式（5.11-5）。

$$K=R-\sqrt{R^2-\frac{17.86\ h}{(n/100)^2}} \qquad (5.11\text{-}5)$$

式中，K 为壁厚差，cm；R 为铸件上内半径，cm；h 为铸件高度，cm；n 为铸型转速，r/min。

可见转速越高、高度越小及半径越大，其壁厚差越小。

壁厚差余量（由壁厚差形成三角形截面的圆环体积），见式（5.11-6）。

$$V=3.14\ K\ (R-\frac{K}{3}) \qquad (5.11\text{-}6)$$

式中，V 为壁厚差余量，cm^3。

2.2.2 卧式离心浇注自由表面的形成

在绕水平轴旋转的离心浇注中，合金液的自由表面呈一圆筒。合金液随铸型旋转，在下行时有一重力加速度使合金液速度增加，而上行时速度渐减。合金液在铸型最低点时，是离心加速度与重力加速度叠加，其运动速度最大。在铸型最高点时，离心加速度与重力加速度相减，合金液运动速度最小。合金质点的周期性相对运动称脉动现象。脉动现象在凝固中有利于细化晶粒。由于铸型中合金液是一连续的封闭环，各截面上合金液的体积速度必然相等，因此铸型顶点合金液层必然较厚，而底部的液层则较薄，所以合金液自由表面的旋转中心与铸型的旋转中心不重合，存在向下的偏心距 e（见图5.11-8）。合金液在凝固过程中，是从外表均匀地向内表面结晶，液体层厚度陆续减薄，使偏心距 e 逐渐变小，所以凝固完了的铸件不存在内圆偏心，壁厚是均匀的。铸型的转速越高、合金液黏度越大，脉动现象越小，偏心距 e 也越小。

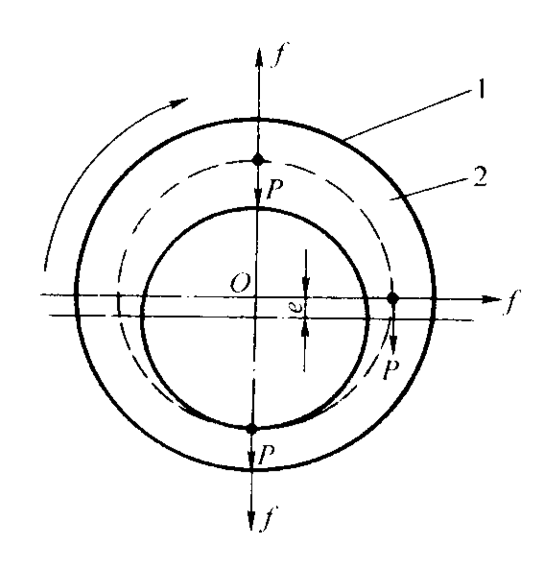


图5.11-8 绕水平轴旋转合金液自由表面

1—铸型内表面；2—合金液；P—重力

2.2.3 倾斜式离心浇注自由表面的形状

离心机的旋转轴与水平面成一定夹角。离心浇注时，合金液所受重力可分解为与旋转轴垂直的重力 P_1 和平行的重力 P_2（见图5.11-9）。P_1 会引起合金液的脉动，P_2 使自由表面增加抛物面，表达为式（5.11-7）。

$$y=\frac{\omega^2}{2g\sin\alpha}r^2 \qquad (5.11\text{-}7)$$

式中，α 为旋转轴与水平面夹角，(°)。

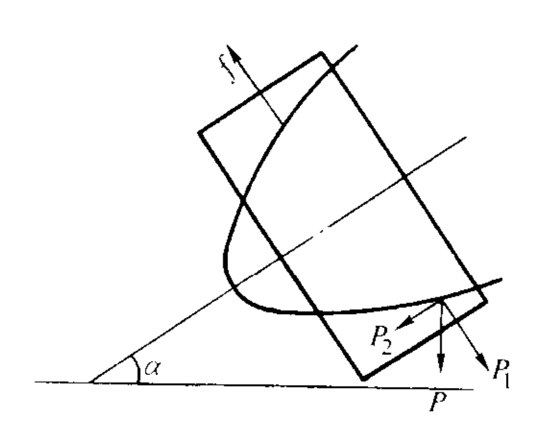


图5.11-9 绕倾斜轴旋转合金液自由表面形状

倾斜式离心浇注筒类铸件时存在的壁厚差比立式离心浇注的小，见式（5.11-8）。

$$K=R-\sqrt{R^2-\frac{17.86\ h\ \sin\alpha}{(\frac{n}{100})^2}} \qquad (5.11\text{-}8)$$

式中，R 为铸件上内半径，cm。

2.3 离心压力

2.3.1 空心铸件离心压力

在离心力场中合金液对各层之间产生的离心压力见式(5.11-9)。

$$p_L=\frac{\gamma\omega^2}{2g}(r^2-R^2)=0.056(r^2-R^2)\gamma(\frac{n}{100})^2 \quad (5.11\text{-}9)$$

式中，p_L 为离心压力强度，N/cm²；r 为合金某质点的旋转半径，计算铸型内表面压力时为铸件外半径 R_1，cm；γ 为合金液的重度，N/cm³；R 为铸件内半径，cm。

铸型内表面受离心压力近似计算见式（5.11-10)。

$$p_L=G_0\gamma(R_1-R) \quad (5.11\text{-}10)$$

式中，G_0 为平均重力倍数（铸件壁厚一半处的 G)。

离心压力随质点旋转半径平方变化，铸件外表（型内表面）压力最大，见图5.11-10，自由表面压力为0。

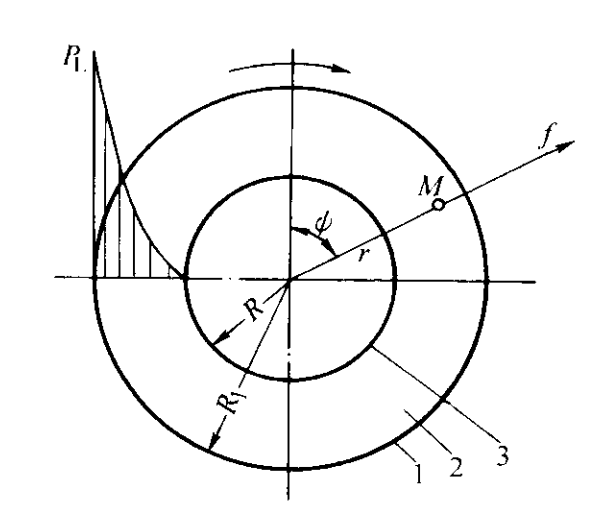


图5.11-10 合金液中离心压力

1—铸型；2—合金液；3—自由表面

2.3.2 实心铸件的离心压力

立式离心浇注合金液充满铸型或不通的内孔时，在自由表面最低点以下任意点（见图5.11-11中 M_1)，都要增加重力压力值，见式（5.11-11)。

$$p_L=\gamma[0.056(\frac{n}{100})^2r^2+h] \quad (5.11\text{-}11)$$

式中，h 为静压头高度；其符号同式（5.11-9)。

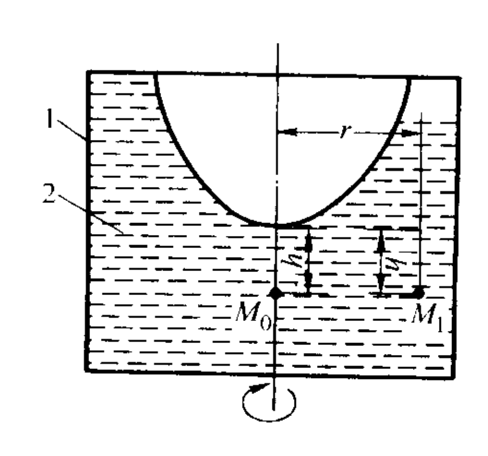


图5.11-11 立式离心浇注实心件离心压力

1—铸型；2—合金液

在旋转轴，如 M_0，只有 $h\gamma$ 形成的压力。离心压力和静止状态流体的压力一样，也是作用于各个方向。可计算铸型各部分所受压力。

2.4 合金液中非金属质点的移动

2.4.1 非金属夹杂物的移动

(1) 夹杂物的移动力

合金液中不同密度的异相质点，在离心力作用下均可作径向移动。在离心力场中，夹杂物的移动力可按式（5.11-12）计算。

$$F=V(\gamma_1-\gamma)G \quad (5.11\text{-}12)$$

式中，F 为夹杂物的移动力，N；V 为夹杂物的体积，cm³；γ_1、γ 为夹杂物和金属的重度，N/cm³；G 为重力倍数。

当 $\gamma_1<\gamma$ 时 F 为负值，表示夹杂物向内移动称浮动。反之，质点向外（向型壁）移动称外沉。F 比重力浇注时大 G 倍。当夹杂物密度比合金大时，如轻合金中的 Al_2O_3 和 MgO等，就不能内浮，而外沉或存于铸件中。

(2) 渣痕

夹渣物内浮到自由表面后不能完全脱离，而形成一定深度的凹痕（见图5.11-12)。在离心铸造中，合金液与夹杂物的重度均增加了 G 倍，所以夹杂物沉入合金中的深度与重力浇注时相同，见式（5.11-13)。

$$h_1=a\frac{\gamma_1}{\gamma} \quad (5.11\text{-}13)$$

式中，h_1 为夹杂物沉入合金中的深度；a 为小立方体夹杂物的边长；

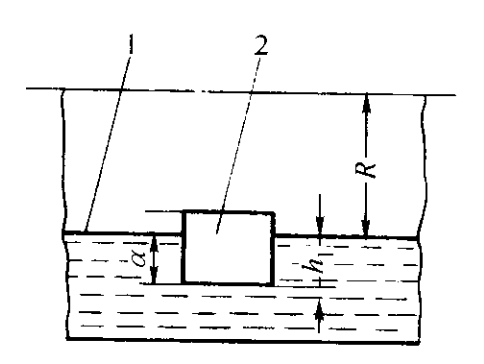


图5.11-12 自由表面上的渣痕

1—合金；2—夹杂物

离心铸件自由表面的渣物剥落后将留下 h_1 深度的凹痕，故要加强除夹杂物。

(3) 夹杂物的浮动速度

离心浇注中夹杂物的浮动速度可借助斯托克斯（Stokes）公式计算，见式（5.11-14)。

$$V=\frac{d^2(\gamma_1-\gamma)G}{18\eta} \quad (5.11\text{-}14)$$

式中，V 为夹杂物移动速度，m/s；d 为渣球直径，m，本式适于 $d<0.2$ mm；γ_1 为夹杂物重度，N/m³；γ 为合金液重度，N/m³；η 为动力黏度，Pa·s；G 为离心浇注铸件的重力倍数。

例： 离心浇注铸铁套，$d=0.2$ mm，$\gamma_1=56\,000$ N/m³，$\gamma=70\,000$ N/m³，$\eta=0.003\,8$ N·s/m²，$G=50$，算得 $V=-0.41$ m/s，向内浮动。这一速度是很大的，但实践表明并非这样大。分析原因：式中假定夹杂物为球形，实际可能是不规则形状，这会大为降低速度；合金液浇入铸型后各层之间会有相对运动，卧式离心浇注中还有脉动现象，对夹杂物内浮均有阻碍作用。实际研究表明，离心铸造铜合金和铸铁夹杂浮动速度约0.5～5 mm/s。

应注意到：夹杂必须完全被合金液包围，与型壁相贴的夹杂物将更牢固地贴在型壁上，最后存于铸件表面上；夹杂物浮动速度应大于结晶增长速度，否则夹杂物将“冻结”在铸件中。

2.4.2 气泡的内浮

在合金液中的气泡，若不考虑在内浮过程中其温度的变化，则某处气泡的体积见式（5.11-15)。

$$V=\frac{p_0V_0}{p_L}=\frac{p_0V_0}{p_0+\frac{\gamma\omega^2}{2g}(r^2-R^2)} \quad (5.11\text{-}15)$$

式中，V 为气泡体积；p_0 为大气压力；V_0 为大气压力下气泡体积；p_L 为压力（大气压力和离心压力)；其余符号

同前。

如气泡的密度忽略不计，则气泡的内浮力，见式(5.11-16)。

$$F=\frac{p_0 V_0 \gamma G}{p_0+\frac{\gamma \omega^2}{2g}(r^2-R^2)} \quad (5.11\text{-}16)$$

式中，F 为气泡内浮力；其余符号同前。

2.5 合金凝固特点

2.5.1 加强顺序凝固

在合金凝固时析出的晶粒，其密度大多数大于合金液的密度。在离心力场中，合金液中析出的晶粒有比重力浇注时大得多的趋势沉向铸件外层，离心浇注时的散热过程主要是通过型壁进行的，所以铸件的凝固顺序是由外壁向内表面进行的。上述的外沉趋势，使结晶成长加速，缩小了结晶前沿的固液相共存区，所以离心铸件顺序凝固好，不易产生缩孔、缩松等缺陷，铸件组织致密。如果合金液中析出晶粒的密度比合金液小，晶粒会浮向内表层，内层合金加速凝固，中间层出现缩松。如过共晶铝硅合金就可能出现这种情况。其次是具有体凝固特点的合金，铸件中间层也可能形成缩松。为了消除中间层缩松，实际中常采用加强冷却铸型或在铸件内表面挂渣等以加强顺序凝固。

2.5.2 加强补缩

在离心铸造中，合金液的每一个质点都在离心力场下，受到是重力 G 倍的离心力，完全能克服补缩途中的阻力，对晶粒间的缩松进行补缩。合金液由内层向外层补缩，最后显示出铸件内孔均匀地扩大。在离心浇注凝固温度区间较宽的合金时，在凝固过程中晶间补缩阻力较大，易产生晶间缩松，常用较大的重力倍数，以利于晶间补缩。如离心浇注锡青铜时，常采用较高的铸型转速，以消除缩松。可见上述有效的补缩必须是在保证顺序凝固的前提下才能实现。

2.5.3 结晶形态

(1) 充型时合金液的相对运动现象

合金液浇入旋转的铸型中，紧贴铸型的合金液靠铸型的拖动力很快就随铸型作圆周运动。但由于惯性合金液的旋转速度比铸型小些，两者间出现相对运动。靠铸型的外层合金液能很快地增加速度，而内层合金液借助外层合金液带动逐步加速旋转。可见铸型与合金液之间，各层合金液之间均存在相对运动。这种相对运动可能经过几秒至几十秒才会消失，这时铸型与合金液处于相对静止状态。

(2) 细小等轴晶的形成

离心铸件的结晶形态与重力浇注的相似，外层是细小等轴晶，中间为柱状晶，内层是粗大等轴晶。

外层细小等轴晶，主要是由于铸型的激冷作用。用金属型时，在浇注过程中结晶可能已经开始。在结晶层面上的合金液存在着相对运动，对枝晶生成可能有一定阻碍作用，因而离心铸件外层常存在一薄层细小等轴晶。

(3) 柱状晶的生成

当合金液层达到相对静止状态时，就开始生长柱状晶。据柱状晶生长方向与其散热方向相反的规律，离心铸件横断面上柱状晶是按经向生长，形成较厚的柱状晶层（见图 5.11-13）。柱状晶有利于钢管类件的热性能。

实际中有时铸件横断面上的柱状晶是倾斜的（见图 5.11-14）。柱状晶的倾斜方向与浇注时铸件旋转方向一致。生成倾斜柱状晶的原因，一般认为是结晶前沿存在一定的相对运动，靠近结晶前沿的合金液中含有刚析出的小晶粒，它们相对于成长中的晶体移动，结晶层迎着液流方向的一面有较多机会与合金液中的小晶粒接触，这些小晶粒较易沉积在生长的晶体上，使晶体在迎着液流的方向生长较快，形成倾斜的柱状晶。在大量生产中可取样作宏观组织抽检。实践表明，浇注后的合金液在较短时间内达到与铸型同步旋转的铸件，结晶较缓慢的铸件都不易出现倾斜柱状晶。

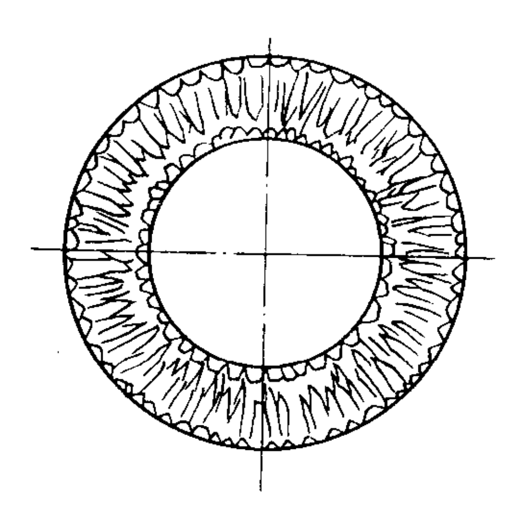


图 5.11-13 径向柱状晶

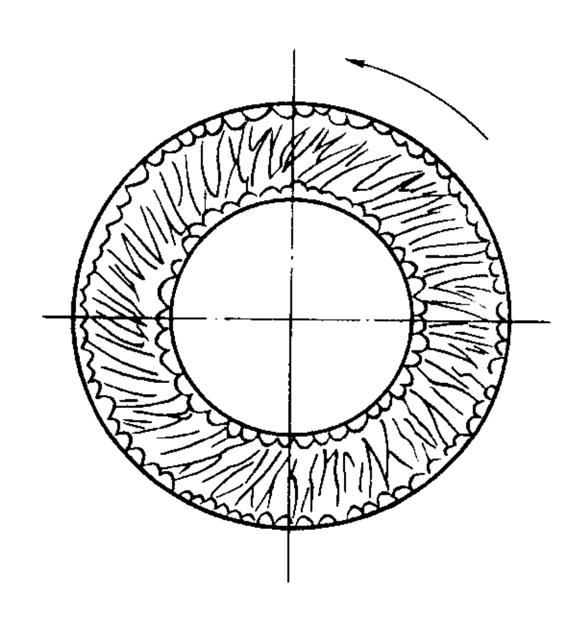


图 5.11-14 倾斜柱状晶

2.5.4 层状组织

在较长的离心铸件横截面上有时发现层状相间不同的结晶组织，这是由于充型时合金熔合不良所致。合金液从一端浇入，在铸型内形成环状的合金液流作轴向运动，以覆盖全部铸型内表面，如图 5.11-15 所示。浇注第一流股进入铸型后向前流动，由于热量散失，其黏度增大，合金液流速变小（见图中①）。这时后进铸型的合金液沿①流的表面作轴向运动，由于它是在温度较高的合金表面上流动，就超越①流沿型壁向前流较长的距离液流②，后继合金液重复②的过程，组成③、④…等合金液流。这种离心浇注合金液的层状流动，如果每层合金都能互相熔合，则铸件组织是正常的。

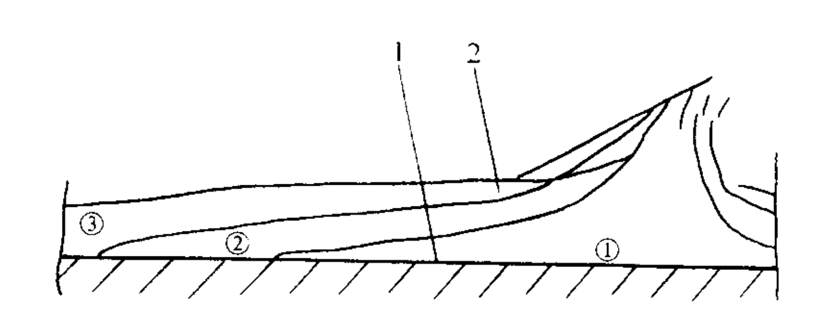


图 5.11-15 铸型纵断面上合金液层状流动
1—铸型；2—合金液

有时液流层温度偏低，致使液层间不能很好熔合，铸件形成相间的层状组织。例如金属型离心浇注套筒类铸铁件时，有时出现白口与灰口交替的层状组织（见图5.11-16）。严重时甚至出现冷隔。在生产中为防止层状组织，常采用降低铸型的激冷性，提高浇注温度和浇注速度等措施。在冷模法离心铸管中采用浇槽与铸型相对移动的工艺，减少各层间温差，使组织均匀。

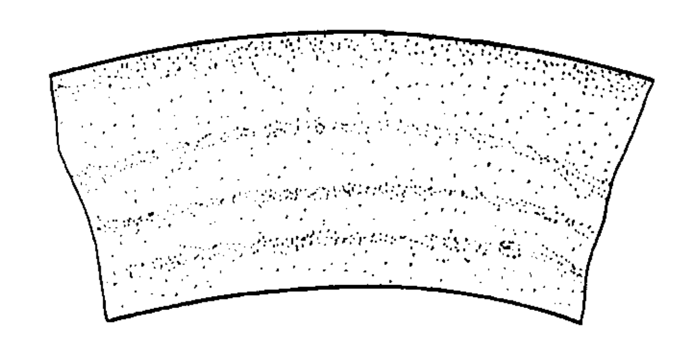


图5.11-16 离心铸件横截面上相间层状组织

2.6 离心力偏析

在离心铸造中，铸件常出现内外层间的成分偏析。这种偏析是在离心力场中，由于合金质点的密度不同形成的偏析，称为离心力偏析。离心力偏析比重力偏析严重得多。

2.6.1 偏析率

为了说明偏析程度，引入偏析率的概念。计算见式(5.11-17)。

$$S = (C - C_0)\frac{1}{C_0} \times 100\% \qquad (5.11\text{-}17)$$

式中，S 为偏析率,%；C 为内表层或外表层的某成分,%；C_0 为壁厚截面上的平均成分或实际加入的成分,%。

偏析率尚无正式要求，一般不应大于10%。

例：铜合金件内层 $w(\mathrm{Pb}) = 12.84\%$，外层 $w(\mathrm{Pb}) = 17.21\%$，质量分数平均值为15.03%，计算得 S 的质量分数为14.4%。

2.6.2 偏析现象

离心力偏析的过程有两种形式：一是液体偏析，如铅青铜的偏析；另一种是合金液凝固时出现初生相形成的偏析，如过共晶铸铁、锡锑轴承合金及锌铝合金等。

1）铜铅合金偏析　铅青铜冷却到955～326℃间，析出铜晶体而形成富铅液体，由于铅与铜存在密度差，铅迅速外沉，其偏析率常在10%以上，见表5.11-1。

表5.11-1 铜铅合金偏析

序号	内层 w Pb/%	外层 w Pb/%	偏析率 /%	件壁厚/mm	重力倍数 G	其他
1	12.84	17.21	14.5	60	69	
2	22.0	29.0	13.0	20	42	铸件壁厚20 mm
3	14.87	16.1	4.2	60	69	加入w(稀土)=0.1%
4	8.04	8.85	4.7			w (Sn) =11.9%

2）铸铁偏析　从表5.11-2看出，硫的偏析率较高，说明凝固过程中硫化物迅速内浮。其次是磷，形成密度较轻的磷化物内浮。锰和碳同样向内偏析，但偏析较少，硅无明显偏析规律。

3）铸钢偏析　铸钢中S、P、C等偏析倾向与铸铁一致，但偏析率相对较小，见表5.11-3。

4）锌铝合金偏析　高铝锌基合金应用较多的ZA27，离心铸造中成分偏析严重，见表5.11-4。合金凝固时先析出密度较小的富铝 α 相，向内浮动所致。

表5.11-2 铸铁偏析

序号	项目	w(C) /%	w(Si) /%	w(Mn) /%	w(P) /%	w(S) /%	件壁厚 /mm	重力倍数 G
1	内层	3.29	1.29	1.23	0.381	0.069	20	74
	外层	3.19	1.28	1.13	0.308	0.063		
	偏析率/%	1.6	0.39	0.42	10.4	4.5		
2	内层	3.31	1.33	1.33	0.315	0.105	25	68
	外层	3.23	1.28	1.22	0.225	0.065		
	偏析率/%	1.2	1.9	4.3	16.5	25		
3	内层	3.34	1.41	1.23	0.331	0.058	15	80
	外层	3.25	1.40	1.20	0.319	0.051		
	偏析率/%	1.4	0.4	1.2	1.8	5.4		

表5.11-3 铸钢偏析

序号	项目	w (C) /%	w (Si) /%	w (Mn) /%	w (P) /%	w (S) /%	件壁厚 /mm
1	内层	0.435	0.47	0.605	0.385	0.02	80
	外层	0.415	0.435	0.65	0.36	0.017	
	偏析率/%	2.4	3.9	3.6	3.4	8.1	
2	内层	0.43	0.36	0.70	0.038	0.021	50
	外层	0.44	0.37	0.67	0.038	0.021	
	偏析率/%	2.2	2.7	4.4	0	0	

表5.11-4 锌铝合金中Al的偏析

序号	内层 w(Al)/%	外层 w(Al)/%	偏析率 /%	件壁厚 /mm	重力倍数 G	铸型
1	26.44	16.19	24	10	42	砂衬型
2	32.44	24.98	13	18	52	金属型
3	26.60	21.20	11.3	10	45	

2.6.3 偏析防止

1）加速合金液凝固　在合金液顺序凝固条件下，提高合金液的凝固速度，可减少浮动相浮动时间和聚集，如降低合金液的浇注温度和浇注速度及提高铸型的冷却强度等工艺措施。如在双金属铜套中，在外表面加强水冷，可获得铸件壁的中间层含铅量高于外层的合金层。说明急冷加速外层合金的凝固，阻止了铅向外层浮动。

2）降低重力倍数　降低重力倍数 G 可减少异相质点的浮动力。生产中在保证铸件致密条件下，应尽量降低 G 值。在铅青铜中有的 G 为20，在锌铝合金中有的 G 为35，偏析率可降到7%以下。

3）加入添加剂　添加剂可形成大量晶核，阻碍异相质点浮动。高铅青铜中加入硫、稀土等可减少偏析。在锌铝合金中加入稀土，也有明显防止偏析的效果。

3 离心铸造工艺

3.1 铸型涂料

3.1.1 铸型传热特点

合金液进入金属铸型后，很快把热量传给铸型，铸型把热量积蓄和散发给周围介质中。合金液在型内受激冷迅速凝固，并产生收缩，而型壁则受热膨胀，铸件与铸型间形成了

间隙（气隙），如图 5.11-17 所示。在铸件—气隙—铸型系统中，假定系统是稳定传热，其传热是相同的比热流 q 通过系统中三个单元，见式（5.11-18）。

$$q=\frac{\lambda_1}{x_1}(t_0-t_1)=\frac{\lambda_2}{x_2}(t_1-t_2)=\frac{\lambda_3}{x_3}(t_2-t_3) \quad (5.11\text{-}18)$$

式中，q 为比热流，W/cm^2；λ_1、λ_2、λ_3 分别为铸件、气隙和金属型的热导率，W/（m·K）；x_1、x_2、x_3 分别为铸件壁厚之半、气隙厚度和金属型壁厚，m；t_0、t_1 为铸件中心和表面的温度，℃；t_2、t_3 为型腔表面和铸型外表面温度，℃。

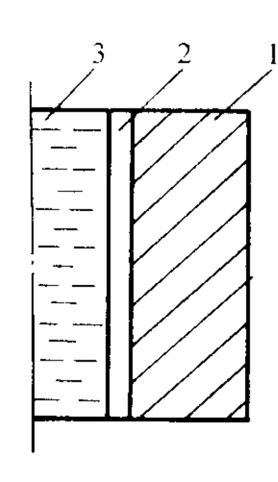


图 5.11-17　铸件—间隙—铸型系温度分布
1—铸型；2—间隙或涂料层；3—铸件

在铸件的合金和铸型都已确定的条件下，影响冷却的关键在 x_2，可将式 $q=\frac{x_2}{\lambda_2}(t_1-t_2)$ 改写成式（5.11-19），式中 $\frac{x_2}{\lambda_2}$ 称热阻，调整热阻就可调整铸件的冷却条件。

$$q=\frac{t_1-t_2}{\frac{x_2}{\lambda_2}} \quad (5.11\text{-}19)$$

3.1.2　涂料的作用

1）调整铸件的冷却速度。由于涂料基本取代气隙，涂料的热导率则是影响铸件冷却的关键因素。涂料热导率较小即是增大了热阻，可降低铸件冷却速度。

2）改善充型条件。铸型的涂料层可减少对合金液的激冷，减少流动性的下降，有的涂料有润滑作用、有助于合金液的充填。

3）保护金属型。涂料可防止合金液对铸型的直接热冲击，减少铸型的热应力，延缓金属型产生疲劳裂纹，提高使用寿命。

4）蓄气作用。涂料层有小孔隙，在充填中偶有气体存于合金与涂层间，它可进入涂料层储存或排除。

3.1.3　对涂料的要求

1）涂料应有足够的耐热性。不被合金液烧熔，所以要求较高的耐火度。

2）适当的导热性。主要取决于耐火基料的导热性，据铸件的凝固和冷却速度来选择。

3）发气量小。涂料在高温时发气量越少越好。研究表明钢管涂料中耐火基料的发气量不应大于 5 cm^3/g。

4）应有足够的黏度、流动性和悬浮性，以便喷涂和牢固地黏附在型腔表面。应在温度变化条件下不开裂、不剥落。

5）好的化学稳定性。不与合金液起化学反应，应容易从铸件表面清除。

3.1.4　涂料的组成

（1）涂料的原材料

1）耐火基料　是涂料的主体，其主要指标是耐火度、热导率等，见表 5.11-5。

表 5.11-5　几种耐火基料物理性能

名　称	分子式	密度/g·cm^{-3}	熔点/℃	热导率/W·(m·K)$^{-1}$	线胀系数 α/10^{-6}K^{-1}	其　他
硅砂	SiO_2	2.65	1 713	1.6	12.5	酸性
刚玉	Al_2O_3	3.8 ~ 4.0	2 050	5.3 ~ 12.5	8.6	两性
锆英砂	$ZrO_3 \cdot SiO_2$	3.9 ~ 4.9	> 1 948	2.1	4.6	弱酸
镁砂	MgO	3.6	> 1 840	2.9 ~ 5.6	14	碱性
铬铁矿	$FeO \cdot Cr_2O_3$	3.8 ~ 4.1	2 180	8.4	8	中性
铝矾土熟料	—	3.1 ~ 3.5	1 800	—	5 ~ 8	—
高岭土熟料	—	2.63	—	0.6 ~ 0.8	—	耐火度 1 700 ~ 1 790℃
硅藻土	SiO_2	1.9 ~ 2.3	—	0.14	—	—
石墨	C	2.25	> 3 000	13.7	2	中性
滑石粉	$Mg_3Si_4O_{10}(OH)_2$	2.7	800 ~ 1 350	—	7 ~ 10	—

2）黏结剂　基料靠黏结剂作用依附在型壁上。黏结剂应是可溶的而利于分布均匀。常用的有黏土、膨润土、水玻璃、硅溶胶、磷酸钠、油类及树脂等。

3）悬浮剂　它促使耐火基料在稀释中呈悬浮状态，使涂料形成稳定的分散系。常用的悬浮剂有膨润土，烘干时易裂，加入量应适当。羧甲基纤维素（CMC）也可作悬浮剂，在溶液中链状分子长度较大及电核效应提高了悬浮性。但它易增加涂料发气性，与膨润土配合使用较好。

4）载体　载体是将基料和黏结剂等稀释成均匀流体的介质，常用的是水。快干涂料中用酒精、汽油等为载体。

5）附加物　为使涂料易清理，加入矿化剂形成烧结型涂料。在铸铁中加入孕育剂，可防止产生白口。为增加涂挂性可加入活性剂。

（2）涂料组成（见表 5.11-6）

3.1.5　涂料制备

1）基料焙烧　硅石粉、铝矾土、高铝粉等，要经 900℃

以上焙烧，去除结晶水，以减少铸件气孔。

表 5.11-6　涂料组成配方举例

序号	运用合金	涂料组成（质量分数）/%	其他
1	锡青铜	松香 10～20、滑石粉 75～80、水玻璃 5～10	加水
2	锡青铜	鳞片铅粉 100（经焙烧）	干挂
3	铜合金	全损耗系统用油 96、石墨粉 4	刷涂
4	铜合金	石墨粉 50、鳞片铅粉 23～27、粘土 22～26、水玻璃 1	加水
5	铸铁套	硅石粉 68、石墨粉 20、膨润土 12、皂粉 0.5	加水、挂
6	铸铁管	硅藻土 83、硅石粉 10、膨润土 7	加水、喷
7	空心铸铁轧辊	炭黑 82～90、水玻璃 8～10	加水、喷、刷
8	钢筒	硅粉 64～67、铝矾土 28～32、水玻璃 2～4	加水、挂
9	铝合金	氧化锌 70～80、水玻璃 20～30	加水、喷、刷

2）黏土浆制备。为充分发挥膨润土的作用，先将其制成浆料。通常浆料组成质量分数为膨润土 10%、水 90%，经 6 h 以上搅拌成浆。

3）涂料配制。硅石粉、铝矾土等粉料，应加适量水碾压成膏状，使用时再配成一定黏度的悬浮液。对于轻质粉料硅藻土等可直接配料后充分搅拌。

3.1.6　涂料涂挂工艺

1）喷涂料。上涂料主要有喷和挂两种方法。喷涂料多用于薄涂料，其厚度常小于 1 mm。它要求涂料悬浮性要好。喷涂时铸型要慢速转动，喷枪作轴向运动，有时可喷几层。喷涂完的铸型常不必二次干燥。喷涂料的铸件表面可形成特殊的小麻点。

2）水基涂料挂涂。主要用于厚涂料，其厚度常在 1.5～3 mm。按涂料层厚度定量配好涂料，铸型预热到 120～150℃，将铸型装上离心机，待温度降至 90℃左右，将涂料导入型内并使分布均匀。开车低速旋转（$G \leqslant 1$），待涂料水分蒸发变稠时，铸型加速（$G = 10 \sim 30$），同时吹出水汽，当达到阴干的程度停止转动。再将铸型装炉干燥，达 200～300℃时保温 5～6 h 后随炉缓冷。

3）挂粉状涂料。粉状涂料主要有树脂覆膜砂、干砂及石墨粉等。在此简述覆膜砂涂挂工艺。这类砂衬型多用生产铸铁管、合金钢管等。覆膜砂的原砂多为硅砂、锆英砂等。现已有覆膜砂商品出售。砂衬层厚度一般为 2～4 mm。挂砂时铸型温度为 210～260℃，以使树脂熔化聚合。据砂层厚度计算出需砂量，用开口 U 形截面布砂槽向型内均匀布砂，铸型慢速转动（$G \leqslant 1$），砂在型面上滚动，当树脂砂开始黏附铸型时，加大转速（$G > 5$）使散砂坚实地附在型壁上，直至固化后停车。待浇注。

3.2　铸型温度

3.2.1　铸型预热温度

铸型在涂料或浇注前所加热的温度为预热温度。预热可使铸型充分干燥和净化，尤其对易产生气孔的合金，如锡青铜等尤为重要。预热温度应满足涂料和工作温度的要求。金属型经过均匀预热，使涂料中的水分蒸发，不流淌，不起泡，涂层均匀。铸型的预热温度一般应高于工作温度，最低预热温度应高于 100℃，保温 1 h 以上。铸型预热温度见表 5.11-7。

表 5.11-7　金属铸型预热温度

合金种类	预热温度/℃	合金种类	预热温度/℃
锡青铜	200～300	铸铁	150～200
铝青铜	120～200	铸钢	200～250
黄铜	120～300	铝合金	200～250

3.2.2　铸型工作温度

浇注时铸型的温度为工作温度。铸型有适当的工作温度，对合金液来说可减少激冷，提高充型能力，减少冷隔，减少铸铁件产生白口等现象。对铸型来说，减少对铸型表面的激热，减少铸型结构上的温差和应力，减少热疲劳，可延长使用寿命。铸型工作温度过高，可能促使铸件结晶粗大，也可能造成顺序凝固不良。铸型工作温度见表 5.11-8。

表 5.11-8　铸型工作温度

合金种类	工作温度/℃	合金种类	工作温度/℃
锡青铜	40～90	铸铁	150～250
铝青铜	120～200	铸钢	100～200
黄　铜	120～150	铝合金	150～200

3.2.3　金属铸型的热平衡

（1）热平衡的实质

在金属型连续生产中，铸型工作温度应维持稳定，必须是铸型吸收的热量和放出的热量大体相等，即铸型的热平衡。如果铸型散失的热量多于吸收的热量，就需补充加热。如果吸收的热量多于散失的热量，就需进行强制冷却。

（2）热平衡计算

据金属型吸收和散失热量相等的原则，热平衡基本计算式见式（5.11-20）。

$$\sum Q_{得} = \sum Q_{失} \qquad (5.11\text{-}20)$$

式中，$\sum Q_{得}$ 为铸型得到的总热量，kJ；$\sum Q_{失}$ 为铸型散失的总热量，kJ。

将合金在凝固和冷却时所放出的热量看作全部被铸型所吸收，得到总热量见式（5.11-21）。

$$\sum Q_{得} = Q_{液} + Q_{凝} + Q_{固} \qquad (5.11\text{-}21)$$

式中，$Q_{液}$ 为合金液从浇注到降至液相线温度时所放出的热量，kJ；$Q_{凝}$ 为合金在凝固区间内放出的热量，kJ；$Q_{固}$ 为铸件冷却时放出的热量，kJ。

上式分别计算如下：

$$Q_{液} = G[C_{液}(t_{浇} - t_{液})] \qquad (5.11\text{-}22)$$

式中，G 为浇入合金的质量，kg；$C_{液}$ 为合金液的比热容，kJ/(kg·K)；$t_{浇}$、$t_{液}$ 为合金液浇注时和液相线时的温度，℃。

$$Q_{凝} = G[\frac{1}{2}(C_{液} + C_{固})(t_{液} - t_{固}) + Q_{潜}] \qquad (5.11\text{-}23)$$

式中，$C_{固}$ 为合金凝固后的比热容，kJ/kg·K；$t_{固}$ 为合金固相线的温度，℃；$Q_{潜}$ 为合金的结晶潜热，kJ/kg。

$$Q_{固} = G[C_{固}(t_{固} - t_{出})] \qquad (5.11\text{-}24)$$

式中，$t_{出}$ 为铸件出型时的温度，℃。

离心浇注管筒类铸件时，合金有一部分热量是从铸型端部散失的，要将这部分热量从铸型得到的总热量中去除。它约占总热量的 10%～30%，铸件内径越大，长度越短，散失的热量越多。

离心浇注成形铸件时，内腔由型芯形成，一部分热量由型芯吸收，要将这部分热量从铸型得到的总热量中去除，计算见式（5.11-25）。

$$Q_{芯} = G_{芯} C_{芯}(t_{芯} - t_{前}) \quad (5.11\text{-}25)$$

式中，$Q_{芯}$ 为型芯吸收的热量，kJ；$G_{芯}$ 为型芯质量，kg；$C_{芯}$ 为型芯比热容（干砂约 0.79），kJ/（kg·k）；$t_{芯}$ 为铸件出型时型芯平均温度，℃；$t_{前}$ 为浇注前型芯的温度，℃。

金属铸型向周围介质散失热量的系统的传热过程看成是稳定的，其散失热量见式（5.11-26）。

$$\sum Q_{失} = \alpha A\tau(t_{型} - t_{介}) \quad (5.11\text{-}26)$$

式中，α 为总散热系数，W/(m²·K)；A 为金属型散热面积，m²；τ 为浇注周期，s；$t_{型}$ 为铸型外表面温度，℃；$t_{介}$ 为铸型周围介质的温度。

铸型散热一般包括对流和辐射两种，总散热系数 α 为对流散热系数 α_k 和辐射散热系数 α_λ 之和。铸铁型表面对大气的散热系数见表 5.11-9。

表 5.11-9 铸型外表面对大气散热系数

表面温度 /℃	$\alpha=(\alpha_\lambda+\alpha_k)$ /W·(m²·K)$^{-1}$	α_λ /W·(m²·K)$^{-1}$	α_k /W·(m²·K)$^{-1}$
50	11.44	5.54	5.90
100	14.62	6.97	7.65
120	15.75	7.66	8.09
160	18.03	9.23	8.80
200	20.41	11.04	9.37
300	27.16	16.69	10.47

从表 5.11-9 看出：表面温度不大于 120℃时，对流系数大于辐射系数。当温度达到和高于 160℃时，辐射系数大于对流系数，温度越高相差越多。

实际生产中在浇注后铸型温度会升高（约 10～50℃），经出件、清型、组型、涂料到再浇注，这期间温度会下降。下降的温度和上升的温度应大致相等。如果铸型冷却时下降的温度大于浇注时升高的温度，铸型温度将逐渐下降。应设法减少温度降低，如使铸型冷却时间缩短，减少铸型表面积，对铸型补充加热等。如果铸型冷却时温度下降小于浇注时升高的温度，将使铸型温度逐渐升高，就需加强对铸型冷却。

（3）铸型强制冷却

在连续离心浇注钢铁合金铸件中，常使铸型工作温度升高，需对铸型强制冷却，如冷气流冷却、水冷却等。这时主要是对流散热。几种冷却方式的散热系数见表 5.11-10，以供选择。

表 5.11-10 对流散热系数

冷却方式	α_k /W·(m²·K)$^{-1}$	冷却方式	α_k /W·(m²·K)$^{-1}$
空气强制对流	23～116	水强制对流	3 000～8 000
水自然对流	200～500	常压水沸腾	4 000～10 000
油强制对流	60～520	压力水沸腾	> 10 000

3.3 铸型转速

3.3.1 铸型转速高低的意义

在离心铸造中铸型转速的高低对铸件质量有重要影响。铸型转速高低是指一定材质的某一铸件而言。转速高低意味着铸型中合金液所受离心力的大小或合金液所受重力倍数的大小。

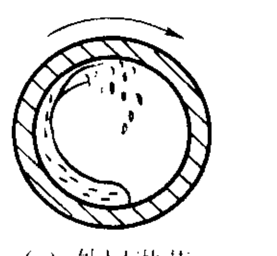
如转速过低，铸件即使成形，其中也可能存在夹杂、组织不致密，甚至壁厚不均等现象。如转速太高，铸件可能成分偏析加剧、结晶组织粗大、铸件出现裂纹等。此外转速过高，对铸型与离心机的构造均提出更高的要求。所以铸型转速应适宜。离心浇注最低转速是使铸件成形的基本条件，适宜转速是保证铸件内在质量的必要条件。

3.3.2 最低转速

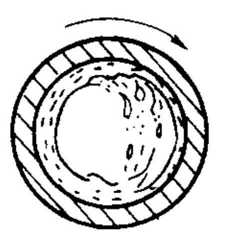
（1）对最低转速的认识

最低转速是指合金液浇入旋转的铸型后，能很快地随铸型甩动起来，恰好克服重力而形成环状截面，并沿着铸型的纵横方向很好地分布于型面。

如果未达到最低转速，就会造成淋落现象（见图 5.11-18）。有时合金液会溢出型外造成飞溅形成离心火轮现象，很危险。



(a) 外层淋落



(b) 内层淋落

图 5.11-18 合金液淋落现象

从理论上讲，合金液随铸型旋转产生的离心力能克服重力，即重力倍数等于 1 时，合金液就不会淋落。实际上由于合金液层不能及时随铸型同步旋转，铸型的转速必须比理论最低转速高。例如：直径 300 mm 的铸铁管，其转速 200 r/min（$G = 9$），仍有淋落现象。离心浇注铸铁轧辊 ϕ140 mm的内层铁液时，$n = 400$ r/min（$G = 13$）仍有淋落现象。可见这问题较复杂，它与较多因素有关。

（2）影响最低转速的因素

从铸件直径来看。直径越小，达到最低转速所需的 G 越大。例如，直径为 ϕ406 的铸管，实际最低转速为 265 r/min（$G = 15$）。而直径 ϕ51 mm 的铸管，实际最低转速为 $n = 1\ 450$ r/min（$G = 58$）。可见实际最低转速比理论值大得多，而直径越小大得越多。

从铸件壁厚来看。壁越厚合金液层之间相对滑动越大，如浇注 ϕ110 mm 的钢管，铸型转速的 G 为 33，其壁厚为 9 mm时无淋落，而壁厚到 12 mm 时出现了淋落。实践表明，当铸件壁厚大于 30 mm 时，实际最低转速明显增高。

从铸型内表面来看。铸型内表面粗糙，可增大对合金液的摩擦带动作用，有助于合金液随铸型转动。如同样铸件，砂衬型比金属型所需最低转速小。冷模法铸管中，型内表面打麻点有助于拖动铁液旋转。

此外，铸型温度和浇注温度偏低时，使合金液黏度增加，减少合金液的滑动，有助于合金液随型转动。

（3）最低转速的核算

为了便于在离心铸造工艺设计时对转速核算，概略地计算离心浇注最低转速的基本范围，以心中有数。计算最低转速首先要确定出合适的基础参数。经实测表明，铸件达到最低转速时其铸型旋转线速度波动范围较小，归纳出线速度范围大体在 250～450 cm/s。计算见式（5.11-27）。

$$n_0 = 9.55\frac{u}{R} \quad (5.11\text{-}27)$$

式中，n_0 为铸型最低速度，r/min；u 为铸件内表面线速度，一般取 250～450 cm/s；R 为铸件内半径，cm。

选择 u 时应注意到对最低转速的影响因素。

3.3.3 卧式离心浇注适宜转速计算

适宜转速是指比最低转速高、能使铸件达到较高质量的正常转速。

（1）计算方法选择

生产中计算转速的方法很多，从计算转速的基础参数来看主要有三种：以重力倍数为基础、以离心力为基础及以线速度为基础。用重力倍数为基础是较合适的方法，实际应用日趋增多。合金液浇入铸型后有滑动现象，但逐渐减小，据模拟测定、相对滑动时间约为 10～40 s。实际中由于铸件和工艺不同，合金液相对运动时间有长有短。当合金液形成封闭的环筒、其合金质点间基本无相对运动时，这时考虑达到致密铸件来选择适宜的转速，从合金在离心力场中达到重力倍数大小为基础是合理的。其次离心铸造的铸件是由于合金液克服了重力而形成的，不论哪种合金，其离心力超过重力的倍数越大，其组织越致密，所以达到适当的重力倍数时，即可获得组织致密的铸件。再者从合金液中不同质点的移动和不同组元的偏析等均与重力倍数有直接关系。所以用重力倍数为基础参数计算适宜转速，不但合理而含义明确，计算简捷。

（2）计算转速公式

离心浇注转速实质上应是合金液的转速，但由于合金液的实际转速不易观测，故以铸型转速来表示，见式（5.11-28）。

$$n = 299\sqrt{\frac{G}{R}} \qquad (5.11\text{-}28)$$

式中，n 为铸型转速，r/min；G 为重力倍数，一般取 40～80；R 为铸件内半径，cm。

以重力倍数为基础计算转速公式，早期由 J·Moor 提出，原式为 $n = \sqrt{\frac{179\ 000G}{D}}$（$D$—直径 cm）。

（3）重力倍数的选择

以重力倍数为基础计算转速，其 G 值不必随合金的密度不同而变化。但对不同凝固特点的合金及不同尺寸的铸件，其 G 应适当调整。对于凝固温度区间较宽的合金，如锡青铜，G 应高些，利于穿过枝晶补缩。对于呈现体凝固状态的球墨铸铁，适当提高 G 值有助于顺序凝固。对于离心力偏析严重的合金应取较低 G，以减少偏析。对于口径较小的铸件，应取较大 G，因为铸件 R 越小达到最低转速所需 G 本来就大，所以细管件增速应予重视。采用干粉料衬层的铸型，应取较高 G，以利衬层牢固。铸件的壁很厚时，按 R 计算的转速可能铸件外层转速过高，所以当 $R_1/R > 2$（R_1—铸件外半径）时应变速浇注，在浇注中逐渐加速。

据实践整理出 G 值列于表 5.11-11（G、R 及 n 间关系参见图 5.11-6）。

表 5.11-11 合金的重力倍数 G

合金	G	合金	G	合金	G	合金	G
铜合金	40～70	铝青铜	20～50	球墨铸铁	50～80	铝合金	40～60
锡青铜	50～90	灰铸铁	40～70	铸钢	40～70	锌铝合金	30～50

3.3.4 立式离心浇注铸型转速计算

（1）按壁厚差计算转速

立式离心浇注由于存在壁厚差，计算转速时重力倍数与壁厚差均应考虑，见式（5.11-29）。

$$n = 422\sqrt{\frac{h}{K(2R-K)}} \qquad (5.11\text{-}29)$$

式中，n 为铸型转速，r/min；h 为铸件高度，cm；R 为铸件上内半径，cm；K 为铸件壁厚差，cm。

（2）重力倍数核算

按壁厚差计算出转速，最好再用公式（5.11-30）核算 G 值。

$$G = R\left(\frac{n}{299}\right)^2 \qquad (5.11\text{-}30)$$

式中各符号同前。

核定 G 举例见表 5.11-12。看出铸件的 G 为 20 和 21 时，显然偏低。铸件的 K 值取 0.5 cm 和 0.3 cm 时，其 G 为 41 和 33，均较为合适。

表 5.11-12 立式离心浇注 K 与 G 关系

铸 件	K/cm	G	n/r·min⁻¹	铸件	K/cm	G	n/r·min⁻¹
铜合金件	0.3	68	550	铜合金件	0.2	50	473
R = 20 cm	0.5	41	427	R = 20 cm	0.3	33	389
h = 20 cm	1.0	21	303	h = 10 cm	0.5	20	300

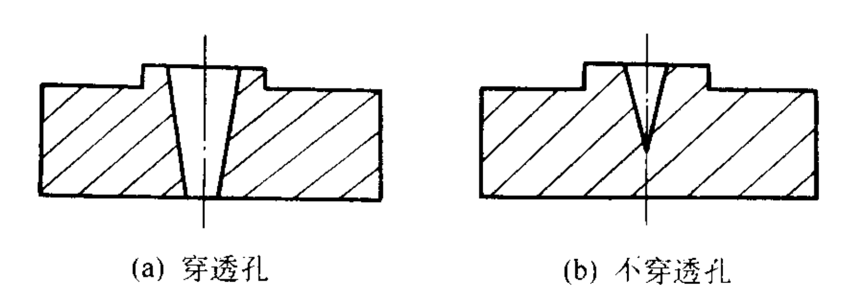
注：式（5.11-29），系数原为 423，经推算为 422.3，取 422。

（3）离心浇注轮类铸件转速计算

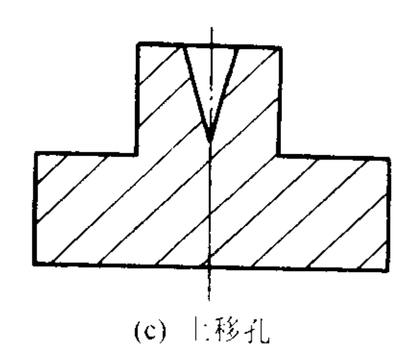
蜗轮、叶轮、导轮、传动轮及其他类似的铸件，离心浇注时常是在旋转中心进行浇注，充型后在中心会形成倒圆锥形穿透或不穿透的中心孔穴（见图 5.11-19）。中心孔穴的深度可用式（5.11-31）计算。

$$y = \frac{0.011}{1\ 962}R^2 n^2 \qquad (5.11\text{-}31)$$

式中，y 为自由表面形成的倒圆锥孔深度，cm；n 为转速，r/min；R 为倒圆锥孔穴上半径，cm。



(a) 穿透孔　　(b) 不穿透孔



(c) 上移孔

图 5.11-19 离心浇注轮类铸件中心孔穴形式

如果要求铸件中心孔很小或无孔，则倒圆锥孔穴需移至铸件顶部（见图 5.11-19c），形成冒口式浇口。按孔深 y 的要求计算转速，见式（5.11-32）。

$$n = \sqrt{\frac{y \times 1\ 962}{0.011R^2}} = 422\sqrt{\frac{y}{R^2}} \qquad (5.11\text{-}32)$$

离心浇注轮类铸件时，按理论应变速浇注，但常由于铸件较小，浇注时间短而不易实现。在生产中常以平均半径 R_m 按式（5.11-28）计算转速，取 G 为 10～40。计算出转速后应按式（5.11-31）来核算圆锥孔穴的深度。

3.3.5 其它计算转速方法

除前述计算方法之外，用离心力 f 和线速度 v 为基础计

算转速讨论如下。

(1) 以离心力 f 为基础参数计算转速

计算见式 (5.11-33)。

$$n = 299\sqrt{\frac{f}{R\gamma}} \qquad (5.11\text{-}33)$$

式中，f 为离心力，N/cm³；R 为铸件内半径，cm；γ 为合金重度，N/cm³。

此式系前苏联 Констонтпоноб 提出，原式为 $n = 5\,520/\sqrt{R\gamma}$，由取 f 为 340 gf/cm³ 而得。

用式 (5.11-33) 时应注意：由于 $f = G\gamma$，当 G 一定时，不同密度合金的 f 相差很大，从表 5.11-13 看出，当 f 为 3.4 N/cm³ 时，铸铁 G 为 49，而铝合金的 G 高达 126，显然是太高了。试验表明铝合金以 G 为 45 和 52 离心浇注试件与同条件重力浇注的相比，其密度提高 0.5% ~ 1.9%；锌铝合金 ZA27 以 G 为 42 和 62 的离心浇注试件，相比密度提高 1.1% ~ 2.2%，表明合金已达到足够致密。说明离心铸造密度较小的合金不必将 G 提得那样高。以上说明以 f 为基础计算转速，f 随合金密度不同而变的问题须注意掌握。

表 5.11-13　转速参数对比

合金种类	ρ/g·cm⁻³	γ/N·cm⁻³	f/N·cm⁻³ (G = 40)	G (f = 3.4 N/cm³)	n/r·min⁻¹ (R=5 cm, f=3.4)	n/r·min⁻¹ (R=5 cm, G=40)
锡青铜	8.7	0.087	3.5	39	835	845
铸铁	7.0	0.070	2.8	49	936	845
锌铝合金	5.0	0.050	1.8	68	1 102	845
铝合金	2.7	0.027	1.1	126	1 500	845

(2) 以线速度 v 为基础计算转速

此法是按铸件内表面达到一定的线速度时其合金就可达到足够的致密，见式 (5.11-34)。

$$n = 9.55\frac{v}{R} \qquad (5.11\text{-}34)$$

式中，v 为铸件内表面圆周线速度，cm/s；R 为铸件上内半径，cm。

应注意 v 随 R 变化的关系，见式 (5.11-35)。想保持一定的 G，应 R 增大 v 也随之增大。

$$由\ f = \frac{\rho v^2}{R}，则\ G = \frac{\rho v^2}{\gamma R} \qquad (5.11\text{-}35)$$

式中，ρ 为合金密度；其余符号同前。

有文献归纳出选 v 经验式，见式 (5.11-36)。

$$v = S\sqrt{R} \qquad (5.11\text{-}36)$$

式中，S 为系数，一般取 200 ~ 300；其余符号同前。

3.3.6　砂型离心铸造转速核算

砂型是指型内有较厚的砂层，它可减少对合金液的激冷，防止铸铁件产生白口，铸铁外型寿命长，可生产成形件。

(1) 砂型的抗压强度

离心浇注中砂层承受着合金液的离心压力。据文献报道，铸铁与青铜对砂层的承压强度大致范围见表 5.11-14。砂型的成形比压和表面硬度等参数列于表 5.11-15。检测硬度就可大致了解其承压能力。

表 5.11-14　砂层承压强度要求

砂层种类	承压强度/N·cm⁻²	承压强度/MPa
潮砂型	15 ~ 28	0.15 ~ 0.28
干砂型	≤40	≤0.4

表 5.11-15　砂型紧实参数

砂型表面硬度(硬度计测)	紧实度/g·cm⁻³	成形比压 N/cm²	成形比压 MPa	比压分类
50 ~ 70	1.2 ~ 1.3	13 ~ 40	0.13 ~ 0.4	低压造型
70 ~ 90	1.4 ~ 1.5	40 ~ 70	0.4 ~ 0.7	中压造型
≥90	1.5 ~ 1.6	≥70	≥0.7	高压造型

某厂用潮砂型离心铸造小口径铸铁管，砂型紧实度可达 1.7 kg/dm³。

(2) 铸型转速核算

铸型转速按式 (5.11-28) 计算。也可用砂型的承压极限值按式 (5.11-37) 计算转速，而后再核算重力倍数。

$$n = 422\sqrt{\frac{p}{\gamma\,(R_1^2 - R^2)}} \qquad (5.11\text{-}37)$$

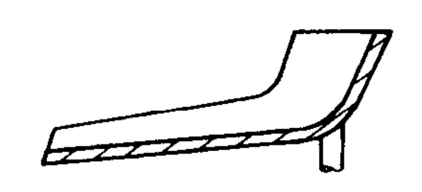
式中，p 为 ≤ 砂层承压强度，N/cm²；R_1 为铸件外半径，cm；γ 为合金重度，N/cm³；R 为铸件上内径，cm。

3.4　浇注系统

离心铸造的浇注系统是带有浇槽或浇管的浇斗，浇注后无残留合金，工艺收得率高。浇注系统应利于合金液布型，无飞溅，充填均匀。在浇注较厚铸件时，应避免液流过分集中造成局部过热而出现内层环形收缩沟。

3.4.1　浇注系统结构形式

各种浇注系统结构见图 5.11-20 ~ 图 5.11-26。



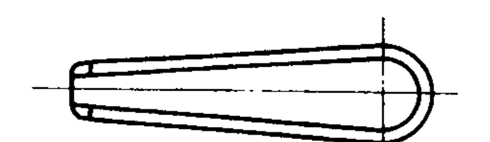


图 5.11-20　流槽式（简单方便）

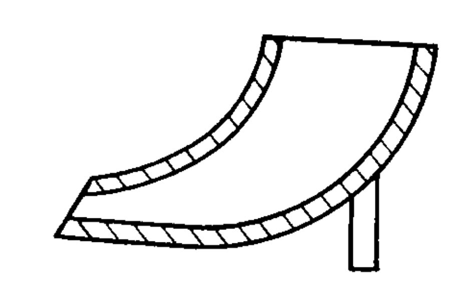


图 5.11-21　牛角式（有射流作用，适于小件）

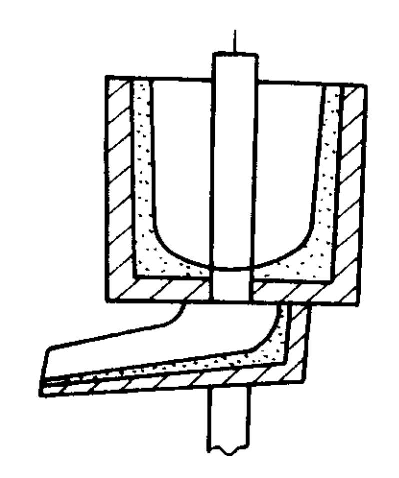


图 5.11-22　拔塞式（有阻渣限流作用）

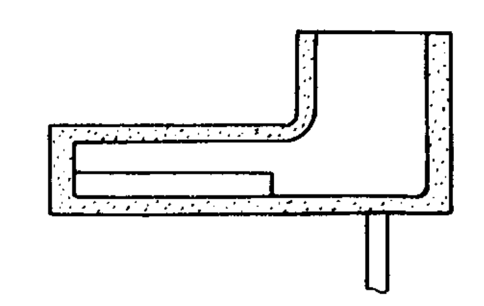


图 5.11-23　侧口式（布流均匀，适于直径大长度小的铸件）

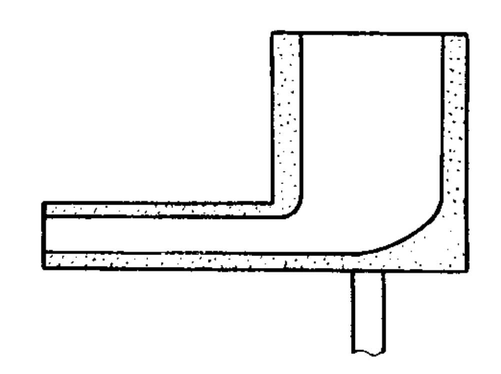


图 5.11-24　直管式（有限流浮渣作用，适于较大铸件）

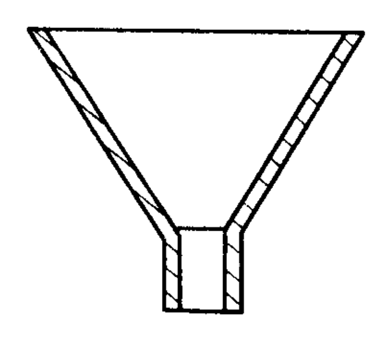


图 5.11-25　漏斗式（立式离心浇注小件用）

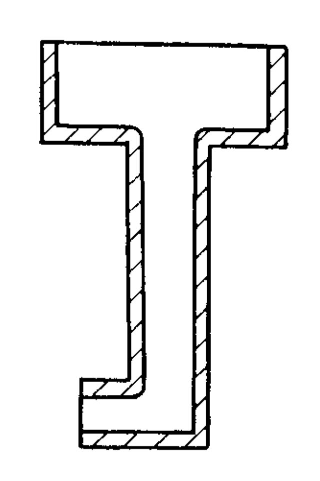


图 5.11-26　立式侧开口（立式离心浇注大件用）

3.4.2　浇注系统计算

（1）最小截面积计算

带有限流孔或浇管的浇注系统，其最小限流截面积计算，见式（5.11-38）。

$$A = \frac{G}{0.044\mu\tau\rho\sqrt{H}} \qquad (5.11\text{-}38)$$

式中，A 为最小出口截面积，cm^2；G 为浇注合金质量，kg；μ 为流量系数，铜合金与铸钢为 0.3～0.5，铸铁为 0.4～0.6；ρ 为合金密度，g/cm^3；H 为压头高度（浇管中心线距液面高度），cm；τ 为浇注时间，s。

（2）浇注时间计算

铸件越大，浇注的重量速度也越大，但其规律性不强，难以从此确定出适当的浇注时间。实践表明，离心浇注时铸件壁的增厚速度有较强的规律性，薄壁件和长件应争取较大的增厚速度，计算公式见式（5.11-39）。

$$\tau = \frac{e}{v_0} \qquad (5.11\text{-}39)$$

式中，τ 为浇注时间，s；e 为铸件壁厚，mm；v_0 为铸件壁增厚速度，v_0＝0.5～1.5 mm/s。

（3）移动浇槽的浇注速度

在冷模法离心铸管中，采用浇槽与铸型相对移动浇注。浇槽流出的铁液与铸型接触后，会向后（浇槽移动方向）铺开一段距离，称返流后铺（见图 5.11-27）。转速越高，返流越宽。浇槽相对移动速度要与浇注速度相匹配，计算见式（5.11-40）。

$$v_c = \frac{Q}{\pi de} \qquad (5.11\text{-}40)$$

式中，v_c 为浇槽移动速度，cm/s；Q 为合金液体积速度，cm^3/s；d 为铸管平均直径，cm；e 为铸管壁厚，cm。

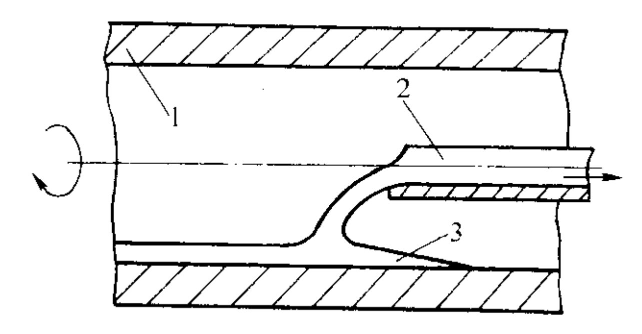


图 5.11-27　移动浇槽浇注返流后铺现象

1—铸型；2—浇槽；3—返流后铺

离心浇注铁管时，浇槽移动速度见表 5.11-16。

表 5.11-16　相对移动浇槽移动速度（例）

管径 D_N/mm	n/r·min^{-1}	v_c/cm·s^{-1}	管径 D_N/mm	n/r·min^{-1}	v_c/cm·s^{-1}
100	955	27	300	454	23
200	679	24	400	355	21

3.5　合金定量

3.5.1　定重量法

离心铸造是定量浇注，定量要准确。定重量法是浇注前准确称好合金液的重量。浇注大件时可用炉前地秤或吊式数字显示电子秤称重。

3.5.2　定容积法

定容积是用专用定量浇包或中间包来定量。在离心铸铁管中采用扇形定量浇包（见图 5.11-28），浇注速度均匀定量准确。应注意到合金液比固体合金稍加膨胀，应稍加余量。

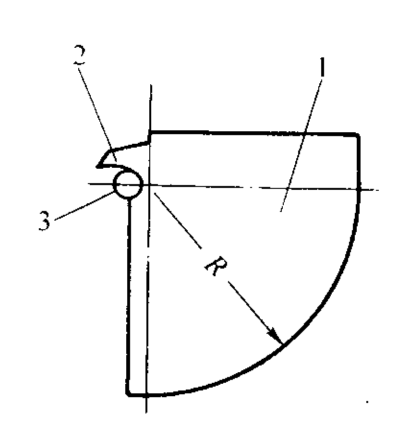


图 5.11-28　扇形定流量定量浇包

1—包体；2—浇嘴；3—转轴

3.5.3　定自由表面高度法

（1）信号显示定高度法

此法是浇注前将金属触头按合金层厚度设在型内上部（见图 5.11-29）。当合金液与触头接触电路接通，指示器发出

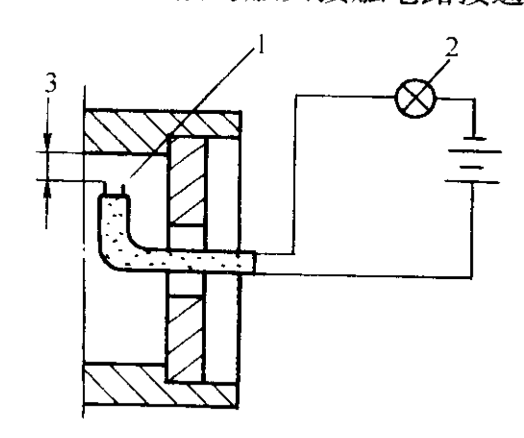


图 5.11-29　信号显示定液面高度装置

1—触头；2—信号器；3—液面高度

信号，立刻停止浇注。由于浇包惯性及浇注者反应速度的影响，因此停浇稍有迟后现象。此法多用于厚大铸件。

(2) 溢流定液面高度法

采用带溢流隔板的端盖装置定液面高度（见图5.11-30)。当合金液超过隔板时即溢流到夹层中。定量准确，但夹层中残留合金。

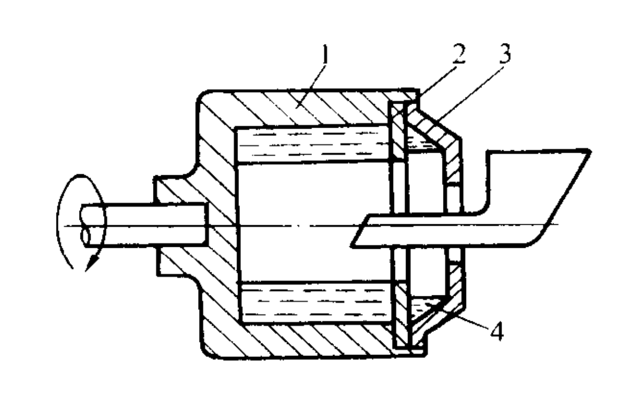


图5.11-30 溢流法定液面高度

1—铸型；2—隔板；3—端盖；4—多余合金

合金液定量通常均应稍加约合金重量的0.5%～2%的余量。

3.6 离心浇注充型参数

充型参数是描述离心浇注时合金液充填状况。在此以合金钢筒件为例予以说明，钢筒材质为ZG35Cr24Ni7SiNRE，尺寸为 ϕ325 mm/ϕ261 mm × 2 450 mm，质量563 kg。按式(5.11-38)及式(5.11-39)算出浇注时间为45 s。压头高度 H 为10 cm，算出浇管直径为5 cm。

3.6.1 浇管伸入长度

浇管在铸型旋转中心水平伸入（见图5.11-31)，伸入过短，合金液向前流程过长不利充型，而且后铺返流易溢出。伸入过长，浇管修制及加热均困难。一般筒类件浇管伸入100～400 mm。钢筒类的浇管伸入长度 x_1 为250 mm。

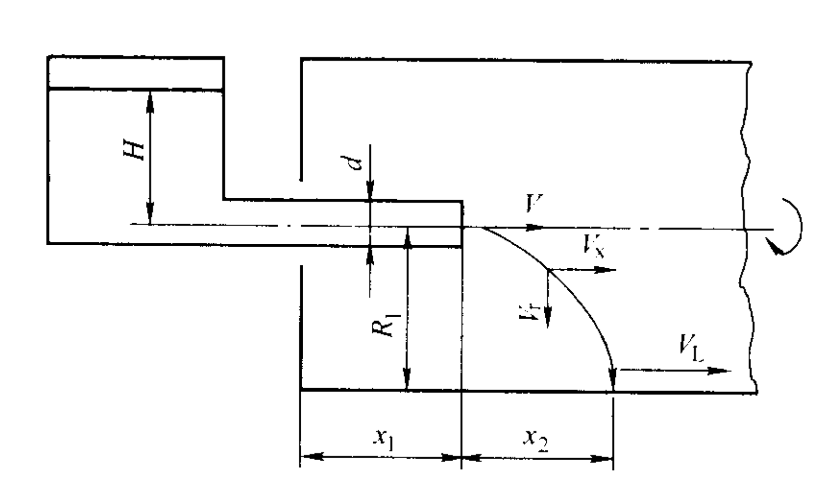


图5.11-31 浇管水平伸入长度

3.6.2 浇管出口流速

浇管出口合金液速度 v（见图5.11-31）可按式(5.11-41)计算。但在浇注系统和浇注时间已确定时，可按式(5.11-42)较准确算得 v。

$$v = \mu\sqrt{2gH} \tag{5.11-41}$$

式中，v 为浇管出口流速，cm/s；μ 为阻力系数；H 为压头高度，cm。

$$v = \frac{G}{r^2\pi\rho\tau} \tag{5.11-42}$$

式中，G 为合金液质量，g；r 为浇管内半径，cm；ρ 为合金液密度，g/cm³；τ 为浇注时间，s。

钢筒类算得 v 为82 cm/s。

3.6.3 合金液落点

合金液从浇管射出后逐渐下沉而落入型壁，再呈螺旋状向前推进。合金液流股的速度可分成水平速度 v_x 和垂直速度 v_r，v_x 逐渐变小，而 v_r 逐渐变大，合金液从浇口射出至落到型壁上，无论从水平或垂直距离看，其时间 t 是相等的，整理出式(5.11-43)。

$$x_2 = \frac{v\eta_2}{2}\sqrt{\frac{2R_1}{g\eta_1}} \tag{5.11-43}$$

式中，x_2 为落液点距浇管出口水平距离，cm；η_2 为水平流速系数1.1～1.6（R_1 小时取偏大值)；R_1 为铸件外半径（型内半径)，cm；η_1 为垂直速度系数0.4～0.7（R_1 小的取偏小值)；其余符号同前。

钢筒类的 R_1 为16.8 cm，v = 82 cm/s，η_2 取1.3，η_1 取0.5，算得 x_2 = 14.3 cm。落液点距浇口端距离 $x_1 + x_2$ = 250 mm + 143 mm = 393 mm，占型腔总长16%。

3.6.4 布型时间

布型时间是从浇注至合金液首先到达铸型末端的时间。它主要决定于合金液在型壁的水平流速 v_L。对 v_L 的影响因素较多，如合金液的出口速度、离心压力及铸型表面状况等，v_L 难以计算。但 v_L 比 v 小，可表示为 $v_2 = \eta v$。该钢筒从实际中归纳出 η 为0.35～0.45，取0.4，v = 82 cm/s，型腔长度252 cm，布型时间 $t_0 = \frac{252}{82\times0.4}$ s = 7.7 s，实际观测布型时间为7～9 s。

3.6.5 布型厚度

布型厚度是布型时间内合金液达到的平均厚度。可按增厚速度 v_0［式(5.11-39)］和布型时间计算。钢筒例 v_0 取0.71 mm/s，布型时间7.7 s，布型厚度 = 0.71 mm/s × 7.75 mm/s = 5.5 mm。钢筒壁厚为32 mm，布型厚度占铸件壁厚17%。铸件越厚布型厚度所占比例越小，说明容易充填。

3.7 浇注温度和铸件出型温度

3.7.1 浇注温度

离心铸造中，浇注温度过低，可能引起缺浇、冷隔及夹杂等。浇注温度过高，可能引起缩松、晶粒粗大及粘砂等现象。浇注温度常按合金的过热温度，常取过热温度为50～150℃。青铜浇注温度约1 050～1 180℃；铸铁约1 250～1 380℃；铸钢约1 480～1 600℃。薄壁件和长件可偏上限。

3.7.2 铸件出型温度

铸件随机冷却后，从铸型中取出的温度一般在铸件温度降到固相线以下100～300℃时进行。实际中铜合金、铸铁及铸钢件常为暗红色时出型。锡青铜件出型温度较低，在400～450℃以下，防止铸件表面渗锡。

离心铸造钢和铸铁件的出型温度不应过低，铸件出型时其铸型的温度不应高于450℃，否则会使铸型较早地出现疲劳裂纹。如果铸型与铸件材质相近，其密度和比热容大体相同，铸件出型温度可粗略地按式(5.11-44)计算。

$$t_2 = t_1 - \frac{G_1\ (t_3 - t_4)}{G} \tag{5.11-44}$$

式中，t_2 为铸件出型时的最低温度，℃；t_1 为浇注温度，℃；t_3 为铸型允许达到的最高温度，℃；t_4 为浇注时铸型的温度，℃；G、G_1 为铸件和铸型的质量，kg。

一般钢筒管类铸件出型温度在700℃以上。

4　铸型设计

4.1　离心铸件工艺设计

4.1.1　离心铸件基本工艺方案

1）离心铸造工艺的选择　据离心铸造特点综合考虑，筒、管、辊、环及轮类铸件，有筒形内孔外形不同的铸件，双金属旋转体类铸件等，采用离心铸造基本是最佳方案。筒管类件应采用卧式离心铸造。环轮（含多型腔类）应采用立式离心铸造。辊、锭类铸件应采用立式或倾斜式离心铸造。

2）铸型种类的选择　离心铸造铸型从结构上可分为筒式和成形件铸型。从材质上可分为金属型、砂型及石墨型等。金属铸型冷却较快，铸件组织致密，生产率高，使用寿命长，制造费用高。砂型冷却较缓慢，铸铁件可防白口，金属外型寿命长，造型麻烦，多用于成形件、单件小批生产。石墨型冷却快，易加工和制成镶块，与活泼性较强的合金，如钛合金等接触时无化学反应，高密度石墨有较高的耐磨性和使用寿命。三种材料的热性能见表5.11-17。本节主要讨论金属铸型。

表5.11-17　铸型材料的热性能

铸型材料	密度 /g·cm^{-3}	比热容 /kJ·(kg·K)$^{-1}$	热导率 /W（m·K）$^{-1}$	线胀系数 $\alpha/10^{-6}K^{-1}$
灰铸铁	7.2	0.54	50.2	12
碳钢	7.8	0.48	64	11
人造石墨	1.56	1.36	117.2	2.6
干型砂	1.7	1.09	0.75	7

4.1.2　管筒环类等铸件型腔尺寸

铸型内径见式（5.11-45）。

$$D = d + \delta + 2\delta_1 + 2\delta_2 \qquad (5.11\text{-}45)$$

式中，D为铸型内径；d为零件外径；δ为收缩值，$\delta = d\varepsilon$，ε为铸造收缩率，%；δ_1为加工余量；δ_2为涂料层厚度。

型腔长度见式（5.11-46）。

$$L = L_1 + L_2 + L_3 + 2L_4 \qquad (5.11\text{-}46)$$

式中，L为型腔长度；L_1为零件长度；L_2为收缩值，$L_2 = L_1\varepsilon$；L_3为加工余量；L_4为涂料层厚度。

1）铸造收缩率　离心铸造管筒类铸件的收缩率与自由收缩率相近，自由收缩率见表5.11-18。

表5.11-18　合金自由收缩率ε

合金	ε	合金	ε	合金	ε
灰铸铁	0.9～1.0	碳钢	1.6～2.0	黄铜	1.8～2.0
球墨铸铁	0.8～1.1	耐热钢	1.8～2.2	铝硅合金	1.0～1.2
白口铸铁	1.7～1.8	锡青铜	1.2～1.4	铝铜合金	1.4～1.7
高铬铸铁	1.7～2.2	无锡青铜	2.0～2.2	锌铝合金	1.0～1.3

2）加工余量　离心铸件内表面是自由表面，两端易粘渣物，加工余量可稍大。铸件长度达3 m以上时加工余量可稍加大，最小加工余量为1 mm。加工余量见表5.11-19。

4.2　普通筒式铸型

普通筒式铸型为单层型壁非水冷金属型，主要用于中大型管筒类件和大量生产的小铸件。

表5.11-19　离心铸件加工余量　mm

合　金	铸件外径	外表面	内表面	端　面
锡青铜	<300	1～5	2～6	3～8
	300～1 000	3～7	4～10	6～12
铝青铜 黄铜	<300	2～5	2～7	4～9
	300～1 000	4～8	4～12	7～16
铸铁	<300	1～5	2～6	3～6
	300～1 000	3～8	4～12	5～12
铸钢	100～700	3～9	4～12	10～20

4.2.1　普通筒式铸型的结构

（1）中大型筒式铸型结构

主要在滚轮式离心机上使用，其结构见图5.11-32。型体外圆有挡圈式轨道、两端有止口和销孔。内腔一般不设锥度，如果铸型为薄涂料，又要求铸件在较高温度出型，可设内锥度。

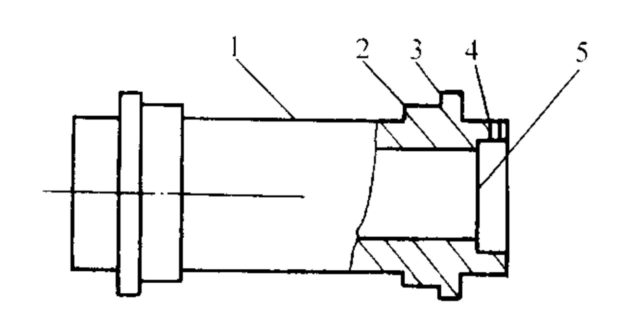


图5.11-32　普通筒式铸型型体

1—型体；2—型轨；3—挡圈；4—销孔；5—止口

铸型的型轨是铸型旋转和定位的主要部位，常见的结构见图5.11-33。图中a为带挡圈的凸起型轨，轨面高度5～20 mm，挡圈在型轨外侧，以免受热膨胀后游动间隙变小，挡圈内面稍有斜度以减少摩擦。图中b为凹面型轨，型轨两侧均有限位作用，多见于较厚的锻钢铸型上。图中c为平面型轨，靠托轮上的挡圈定位。型轨间距与铸型总长度之比以0.6～0.7为宜，最大范围在0.55～0.8。轨道挡圈与托轮之间应有3～20 mm的游动间隙，型轨间距越大间隙应越大。

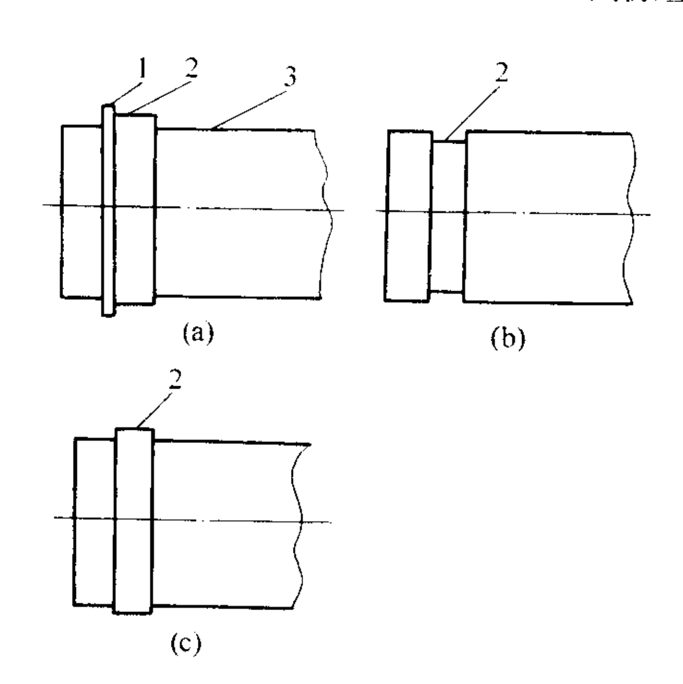


图5.11-33　筒式铸型型轨结构

1—挡圈；2—型轨面；3—型体

（2）小型筒式铸型结构

小型筒式铸型用于悬臂式离心机上，如大量生产的铸铁缸套等。铸型一端装在离心机轴上，如图5.11-34和图5.11-35所示。

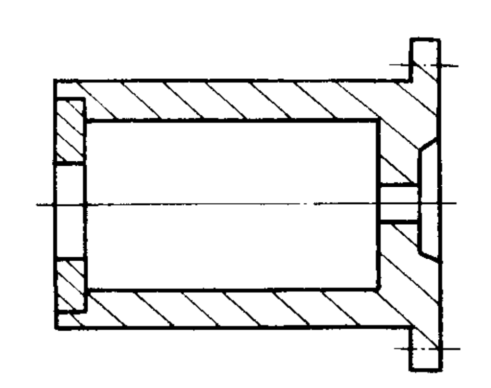


图 5.11-34　小型筒式铸型

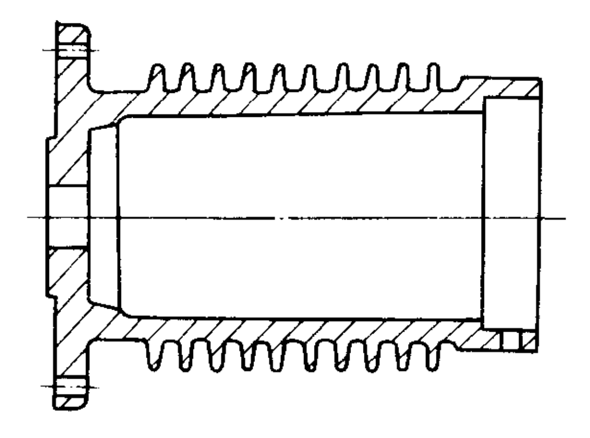


图 5.11-35　带散热片的筒式铸型

(3) 立式离心机用单层铸型

大量生产中用的立式单层铸型见图 5.11-36。铸型按底部中心定位孔装在主轴上，要求较高的同轴度。

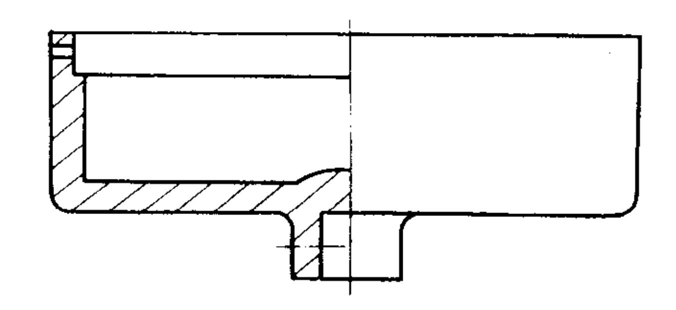


图 5.11-36　立式离心机用单层铸型

4.2.2　铸型的壁厚

铸型的壁厚对合金液凝固和铸件组织有明显影响。型壁越厚其铸件冷却越快，铸型壁厚与铸件壁厚之比小于 1 时，型壁厚增加铸件冷却速度明显增加。大于 1 时影响逐渐变弱，大于 2 时，壁厚对冷却速度影响甚小。铸型壁厚见表 5.11-20。当采用水冷时型壁厚可薄些，利于热量导出。当铸件很薄时，铸型壁厚应从强度和刚度方面考虑，最小壁厚不小于 20 mm。

表 5.11-20　常见铸型壁厚

铸件	壁厚比（$\delta_{型}/\delta_{件}$）	铸型材质	说　明
铜合金	1.0～2.0	HT200、QT450－10	锡青铜壁厚比偏上限
铸铁	1.2～2.2	HT250、QT450－10、ZG230－450	缸套、铁管等
铸钢	2.0～4.0	QT450-10、ZG230－450、合金钢	钢筒、钢管

4.2.3　铸型的重量系数

铸型重量与铸件重量之比为铸型重量系数。浇注后铸型温度逐渐升高，重量系数越小，铸件出型温度越低，铸型达到的温度越高。铸型温度过高会降低铸型抗热疲劳性能，降低铸型寿命。故应控制铸型所达到的最高温度。铸铁和铸钢铸型的最高温度不高于 450℃ 为宜，重量系数计算见式 (5.11-47)。

$$K=\frac{G_1}{G}=\frac{t_1c_1-t_2c_2}{t_3c_3-t_4c_4}\tag{5.11-47}$$

式中，K 为铸型重量系数；G_1、G 为铸型和铸件质量，kg；t_1、t_2 为浇注温度和铸件出型温度，℃；c_1、c_2 为浇注和铸件出型时的比热容，J/(kg·K)；t_3、t_4 为铸型允许的最高温度和浇注时铸型的温度，℃；c_3、c_4 为铸型达最高温度时和浇注前铸型的比热容，J/(kg·K)。

如果铸型和铸件材质相近，其密度和比热容大体相同，则上式可简化为式 (5.11-48)。

$$K=\frac{G_1}{G}=\frac{V_1}{V}=\frac{t_1-t_2}{t_3-t_4}\tag{5.11-48}$$

式中，V_1、V 为铸型与铸件的体积；其余符号同前。

实际中 K 取 1～7，钢与铸铁件偏高，从重量系数来核算铸型壁厚甚为重要。

4.2.4　铸型制造技术要求

铸型毛坯在铸造时以竖直浇注为好，其径向质量较均匀，有助于减少在使用中热变形。铸型毛坯必须消除应力热处理，球墨铸铁应进行高温退火处理。

铸型各部位均机械加工，一般表面粗糙度应 R_a = 6.3～3.2 μm，型轨面应 R_a = 1.6～0.8 μm。尺寸精度应 GB/T 1801—1999 中 8～11 级。同轴度、圆柱度等公差应符合国标 GB/T 1184—1999 中 6～8 级。

大件型体最好作平衡试验，并应建档记录，施行退役制。

4.3　双层铸型

4.3.1　双层铸型构造与特点

双层铸型主要用于悬臂式和立式离心机上。铸型由内外两层组成，见图 5.11-37。外型装在离心机主轴上，要求铸型与主轴要同心，外型不宜频繁更换。

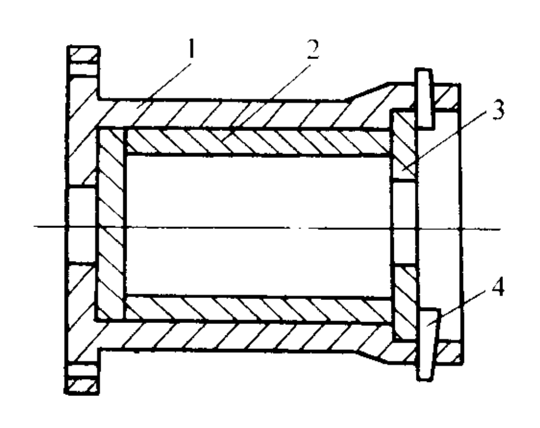


图 5.11-37　双层铸型组装图
1—外型；2—内型；3—端盖；4—紧固销

4.3.2　外型

外型是安装内型的型筒，见图 5.11-38。外型承受内型

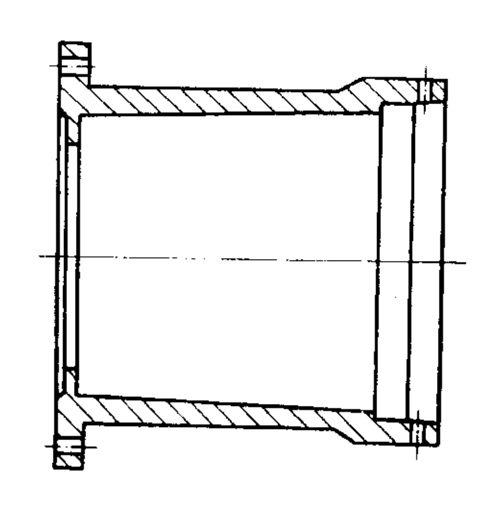


图 5.11-38　悬臂离心机用外型结构

及合金液的离心力及冲击力，同时有一定的热作用。材质常

采用铸钢。外型与主轴定位安装，要与轴同心，安装要牢固。立式离心机用外型见图 5.11-39。外型壁厚主要从强度和刚度来考虑。外型的浇注端要设端盖止口、销孔或离心锤轴座。外型主要参数见表 5.11-21。

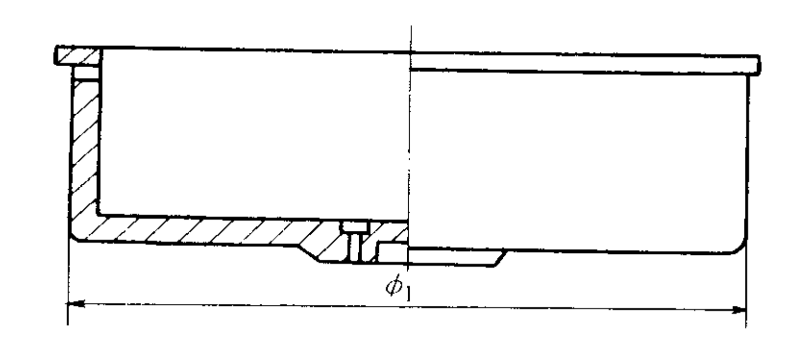


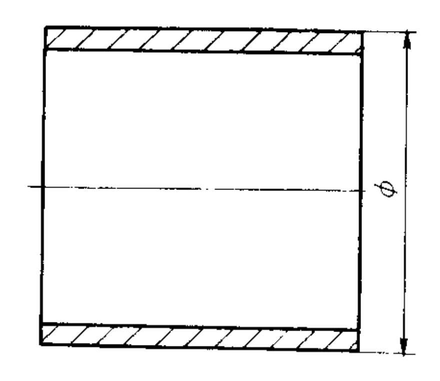
图 5.11-39　立式离心机用外型结构

表 5.11-21　外型技术参数

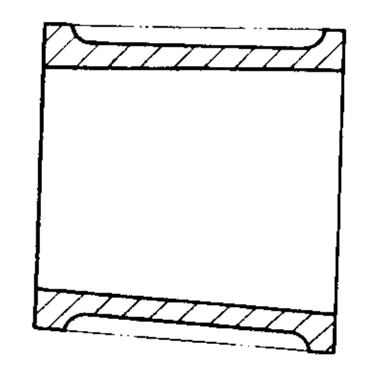
外型	直径 $\phi_1$6/mm	100~300	300~600	600~1 000
	壁厚/mm	20~30	30~50	40~70
内圆	型长/mm	<200	200~400	400~600
	锥度(直径计)	1:50~1:100	1:100~1:200	1:200~1:300
圆柱度、同轴度：GB/T 1184-1996，7~10级			表面粗糙度 R_a=6.3~3.2 μm	
材质	ZG230-450、ZG270-500、QT450-10			

4.3.3　内型

内型随铸件大小不同或为调整其工作温度而更换。它受离心压力及热冲击。内型要求变形小，装卸方便。内型多数为一圆筒，铸件较小时在内型外圆设法兰定位（见图 5.11-40）。立式离心铸造用内型如图 5.11-41 所示。内型技术参数见表 5.11-22。铸造锡青铜有时为了排气常在内型壁钻些小孔（ϕ3~ϕ5 mm），再用型砂封死。内腔如需异型结构，需把内型分成几半成型，但易变形。内型材质通常为铸铁。



(a) 直筒内型



(b) 带法兰内型

图 5.11-40　内型结构

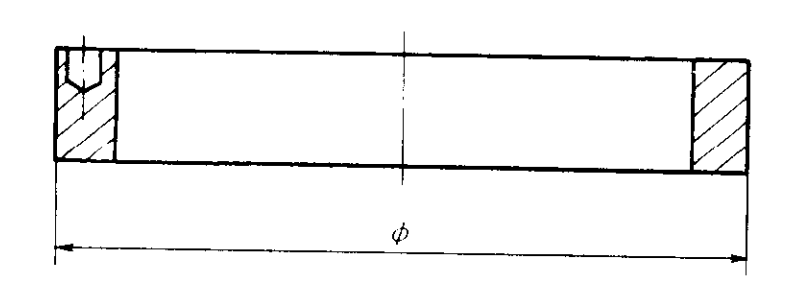


图 5.11-41　立式离心铸造用内型

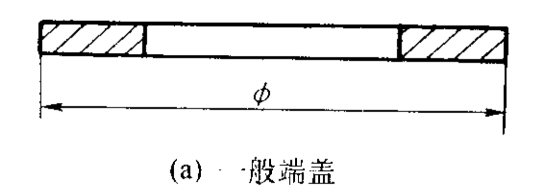
表 5.11-22　内型技术参数

材质	HT200、QT450—10		$\delta_型/\delta_件$	0.8~1.5，$\delta_型$ 最小 10 mm	
内外型装配间隙	内型外径/mm	<200	200~400	400~600	外圆锥度与外型对应
	间隙/mm（直径计）	0.5~1	1~2	1.5~3	表面粗糙度 R_a=12.5~3.2 mm

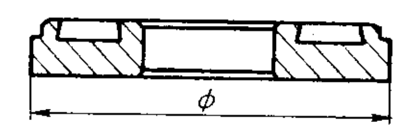
4.4　端盖及紧固

4.4.1　端盖的结构

端盖是构成铸型两端部分，端盖中心孔以装浇槽和排气。浇注非铁合金的端盖多为一平板，而浇注钢和铸铁用的端盖通常要衬耐火材料（见图 5.11-42）。悬臂式离心机无顶杆时其铸型里端是封闭成型端。有顶杆时内端盖可单独装入，也可装在顶杆上（见图 5.11-43）。立式离心铸型的上端盖常称盖板。小型盖板常是带有中心孔的平板，而大型盖板中孔较大，浇口可设在边缘，一般盖板如图 5.11-44 所示。双层铸型中的底板在中央常设馒头式凸台起分流作用，如图 5.11-45 所示。



(a) 一般端盖



(b) 衬耐火材料的端盖

图 5.11-42　端盖结构

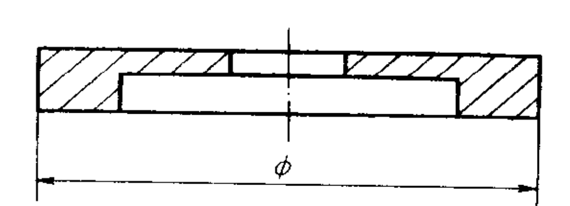


图 5.11-43　装在顶杆上的内端盖

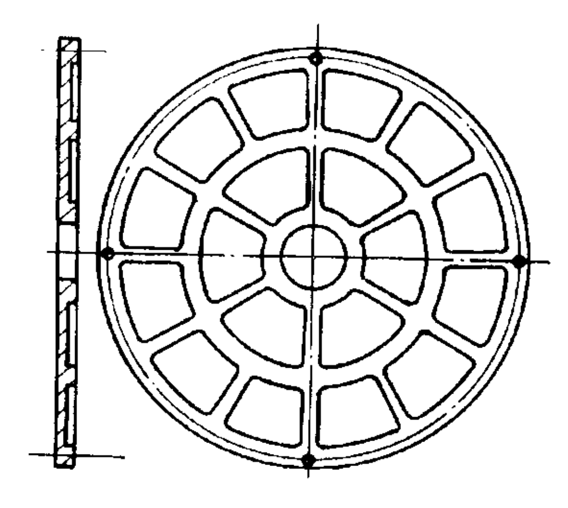


图 5.11-44　立式离心用一般上端盖（盖板）

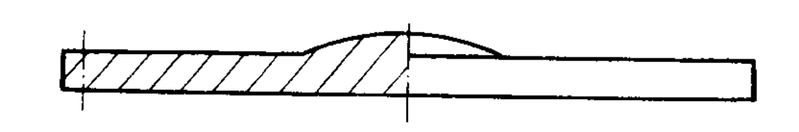


图 5.11-45　立式离心双层型带凸台底板

4.4.2　端盖的技术要求

端盖承受合金液的离心压力和热冲击，它是环状局部受热，其热应力是不可忽视的，我国曾发生过端盖破裂的例子。端盖应常检查和更换。端盖的材质多为铸铁，浇注铁合金大件可用球墨铸铁或铸钢。毛坯应消除应力热处理。端盖

的厚度一般为10~50 mm。端盖表面要全部加工。端盖外圆与型体止口配合间隙为0.5~2 mm。端盖孔径应比铸件内孔至少小20 mm。端盖变形会配合不严，会造成铸件产生飞刺甚至出现裂纹，应及时更换。

4.4.3 合金液对端盖总压力

计算端盖压力可检验端盖及紧固装置是否满足，计算见式（5.11-49）。

$$F_L=\frac{\gamma\pi v^2}{4g}(R_1^2-R^2)=0.088\gamma\left(\frac{n}{100}\right)^2(R_1^2-R^2) \quad (5.11\text{-}49)$$

式中，F_L 为合金液对端盖总压力，N；R_1 铸件外半径，cm；R 铸件内半径，cm；γ 为合金重度，N/cm³；v 为铸型线速度，cm/s；n 为铸型转速，r·min⁻¹。

近似计算见式（5.11-50）。

$$F_L=\frac{1}{2}G_0\gamma(R_1-R)(R_1^2-R^2)\pi \quad (5.11\text{-}50)$$

式中，G_0 为铸件平均半径处重力倍数；γ 为合金重度，N/cm³；其余符号同前。

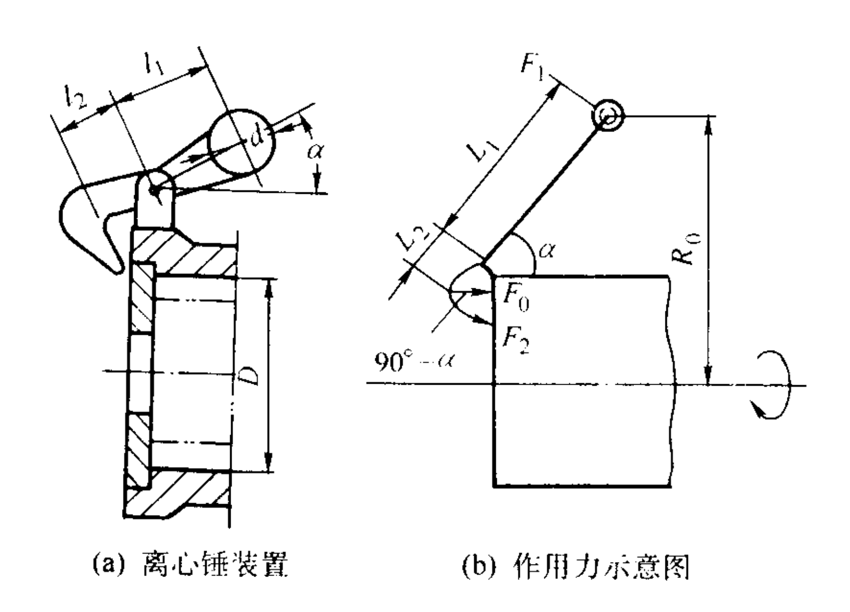
4.4.4 端盖紧固

端盖紧固方法有离心锤、销子、止推圈、弹簧压钩及螺栓等。

（1）离心锤紧固端盖

此法用于悬臂式离心机上。利用离心锤在铸型旋转时产生的离心力传到压钩顶住端盖（见图5.11-46）。当内型膨胀时，离心压钩可在顶住端盖的前提下，端盖稍有退让。离心锤计算见式（5.11-51）。

式中，F_0 为一个离心压钩对端盖正压力，N；W 为离心锤重力，N；L_1，L_2 为锤臂和钩臂长度，cm；α 为离心锤臂与铸型旋转中心线间夹角，(°)；G 为离心锤旋转的重力倍数。



(a) 离心锤装置　　(b) 作用力示意图

图 5.11-46 离心锤装置

$$F_o=WG\frac{L_1}{L_2}\cos\alpha\sin\alpha \quad (5.11\text{-}51)$$

若以离心锤直径表示，见式（5.11-52）。

$$F_0=0.523d^3\gamma G\frac{L_1}{L_2}\cos\alpha\sin\alpha \quad (5.11\text{-}52)$$

式中，d 为离心锤直径，cm；其余符号同前。

若已知 F_0 可计算出球径。当 $\alpha=45°$时，$\cos\alpha\sin\alpha$ 值最大，所以45°为最佳。$L_1>L_2$ 离心压钩 F_0 较大。若端盖受总压力为 F_L，应几个离心锤压力之和大于 F_L。离心锤参数见表5.11-23。

（2）销子紧固端盖

销子紧固装备简便可靠，多用于较大铸型中。端盖紧固后销孔与端盖相切（见图5.11-47）。销子截面多为圆形。销子受剪切应力，销子锥度比标准销稍大，销子参数见表5.11-24。

表 5.11-23 离心锤参数

铸型内径 /mm	锤直径 d/mm	锤臂长 L_1/mm	钩臂长 L_2/mm	角度 α/(°)	锤数 /个	材质
100~200	30~40	60~80	30~50	40~50	3	锻钢铸钢球墨铸铁
200~300	40~65	80~120	50~70			

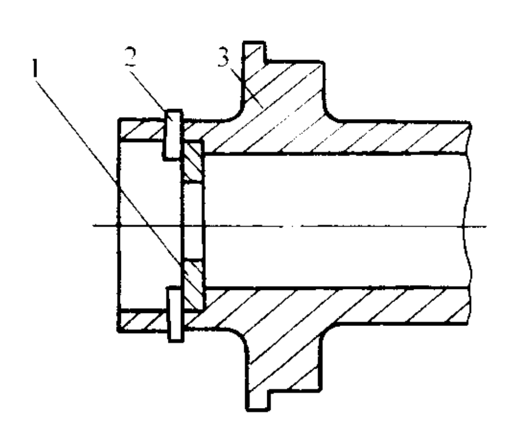


图 5.11-47 销子紧固装配图

1—端盖；2—销子；3—型体

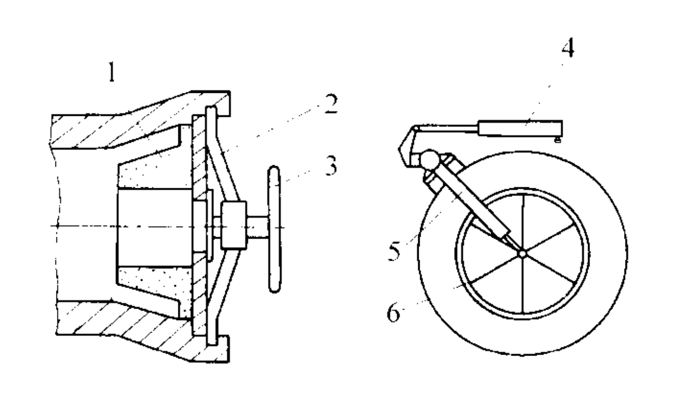
表 5.11-24 销子参数

铸型内径 /mm	销孔直径 /mm	销孔数 /个	铸型内径 /mm	销孔直径 /mm	销孔数 /个
≤200	15~20	3	400~600	25~30	5
200~400	20~25	4	600~1 000	>30	6

其他：材质35、45钢，锥度1:30~1:60，粗糙度 $R_a=12.5\sim6.3$，销长中间直径同销孔径

（3）铸管承口专用端盖

铸铁管承口端的铸型端盖是和承口芯装在一起的，端盖由卡爪固定于铸型上或液压传动及压紧机构紧固（见图5.11-48）。



(a) 机械式紧固　　(b) 液压传动紧固

图 5.11-48 铸铁管承口专用端盖紧固

1—承口芯；2—伸缩爪；3—手轮；4—液压缸；5—芯架转臂；6—芯架

4.5 铸型损坏分析

实际表明，铸型损坏主要原因是热应力。我国离心铸造中曾有过在浇注中铸型开裂的例子，究其原因可能是由于热应力和热疲劳所致。

4.5.1 铸型承受的温度

铸型在工作过程中处于较高的温度状态，其温度是随生产过程成周期变化。例如涂料金属型（热模法）铸管中铸型工作温度为180℃左右，浇注后型内表层温度可达400～450℃，而外表层温度为350℃左右，其温度变化如图5.11-49所示。

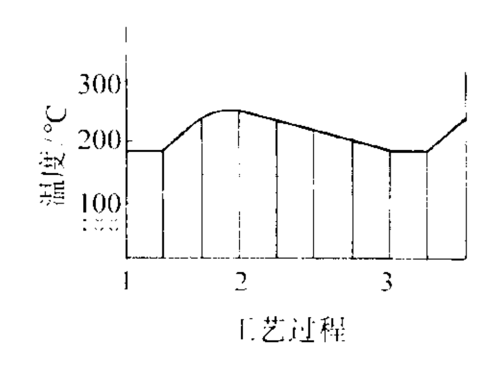


图5.11-49 热模法铸管铸型平均温度变化

1—浇注；2—拔管；3—上涂料

水冷金属型（冷模法）铸管中，铸型工作温度为100～250℃，浇注后铸型内表层温度达650～750℃，其温度变化如图5.11-50所示。由于无涂料内表层温度升高，随着铸管凝固产生气隙温度开始降低。固此水冷铸型外表面温度比热模法低。

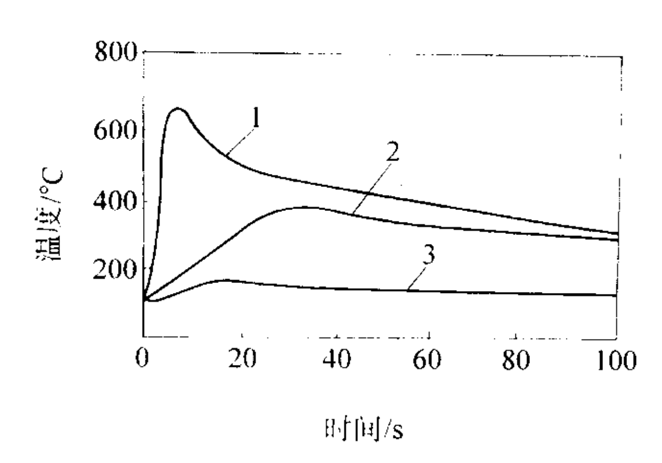


图5.11-50 冷模法铸管铸型温度变化

1—内表层；2—距内表17 mm；3—外表层

4.5.2 铸型的热应力

合金液浇入铸型后，铸型内表面温度升高，内外表面形成温度梯度。铸型内层膨胀受到外层限制，而受压应力。外层受拉应力。文献说明，$D_g=100$ mm铁管铸型应力经计算如图5.11-51所示，铸型主要受切向应力和轴向应力，也就是说基本是平行铸型表面的应力，型壁厚应力比壁薄应力大。

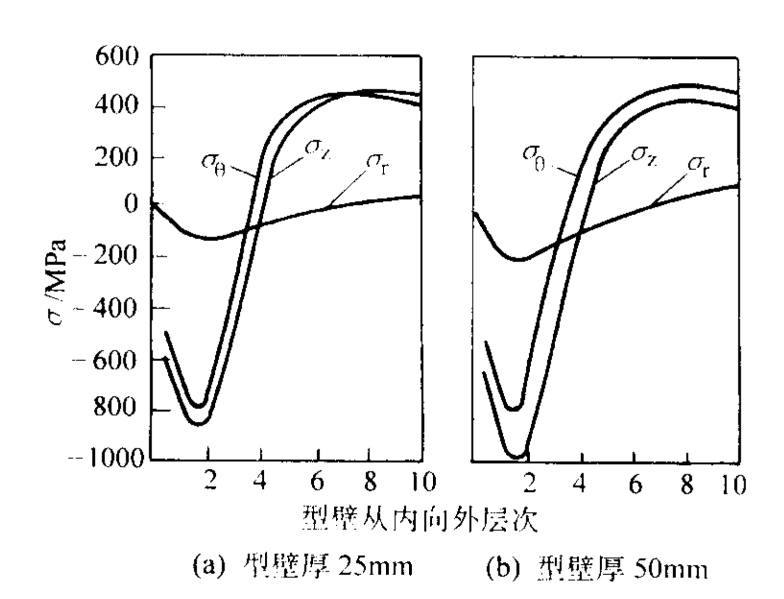


图5.11-51 $D_g=100$ mm管铸型应力

σ_θ—切向应力；σ_z—轴向应力；σ_r—径向应力

注：图中负号表示压应力，其余为拉应力

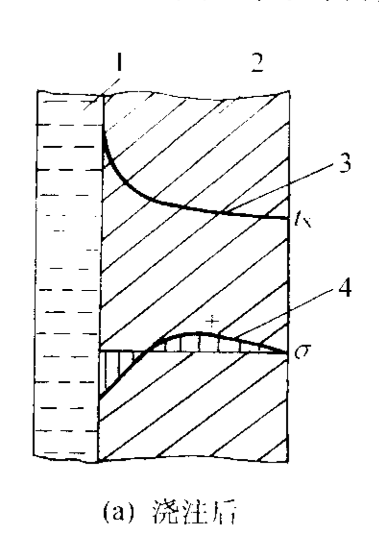
几种管子铸型内表面达到最大应力：D_g200 mm管达760～840 MPa，D_g300 mm管达660～730 MPa，D_g600 mm管子达700～730 MPa。看出其中一些已超过材质的屈服极限，铸型产生了塑性区，其深度见表5.11-25。小管型的塑性区较窄，大管形塑性区较深。在塑性区内有一定的塑性变形，冷却后就形成残余应力。

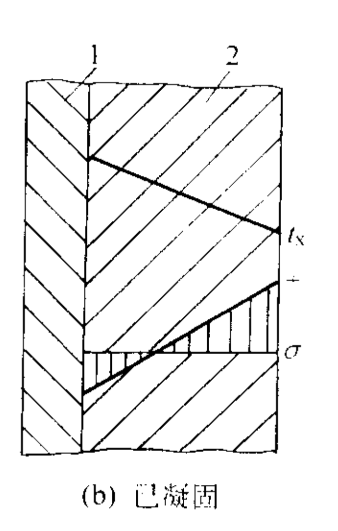
表5.11-25 型壁应力塑性区深度 mm

管直径	薄型壁	厚型壁	管直径	薄型壁	厚型壁
200	5.0	11.0	500	10.5	18.5
300	7.7	14.5	600	10.5	18.5

4.5.3 铸型的热疲劳

在连续生产中，铸型反复升温和降温产生交替应力（见图5.11-52）。铸型受应力接近或大于屈服强度极限，而导致疲劳裂纹。据某文献称：离心浇注钢铁合金铸型经受10^5次以下的交变应力形成的断裂，称低频大应力疲劳。





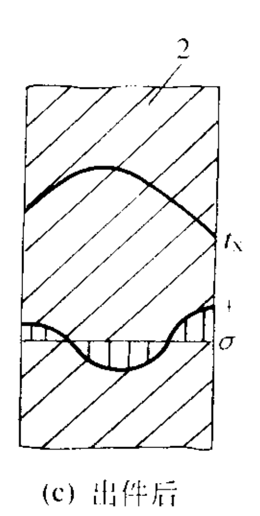


图5.11-52 铸型交变应力示意图

1—合金液；2—型壁；3—温度；4—应力

疲劳破坏是缓慢发展过程的突然断裂，是积累损伤，它表现为脆性断裂特征，裂纹出现于温度变化的表层。温度升高时裂纹沿晶界扩展，温差和载荷大时裂纹发展快，在有缺陷处裂纹扩展更快。在生产中铸型的疲劳裂纹达到一定深度时就不能使用了。

铸型寿命主要与受热应力状况有关，经上涂料和挂砂的铸型寿命较高，见表5.11-26。

表5.11-26 离心铸铁管铸型寿命 次

工艺方法	D_g300 mm管铸型	D_g600 mm管铸型
水冷金属型法	≤3 600	≤2 200
涂料金属型法	≤5 000	≤3 000
砂衬型法	≥10 000	≥10 000

4.5.4 铸型的变形

(1) 变形现象

离心铸造合金钢管用的低合金钢或碳钢铸型，有的在使用中远未达到疲劳裂纹时，就已发生了塑性残留变形即宏观变形，最后由于不能正常转动和取出钢管而报废。例如，钢管毛坯 ϕ160 mm/ϕ120 mm × 2 500 mm，铸型材质 ZG 230—450，重量系数 K2.38。在浇注第二根钢管后铸型已见变形，浇注第三根后明显变形，而在浇注过程的后阶段显现出渐渐变形造成较强烈的振动，铸型变形呈 S 形（见图 5.11-53）。

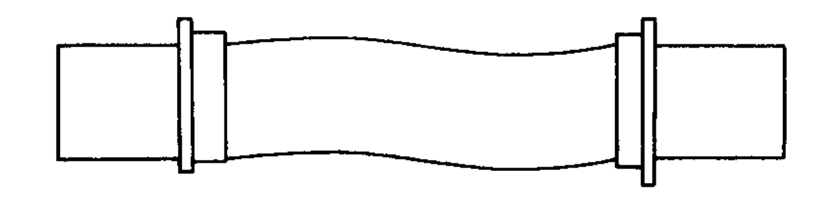


图 5.11-53　铸型变形图例

(2) 铸型变形的基本原因

用低合金钢或碳钢制造的铸型具有弹性材料的特点，在较高温度下受力不均时容易变形。但引起变形力的是铸型热膨胀的差异。合金液浇入铸型后，铸型形成内层温度高外层温度低的温度梯度。设想型壁分为三层，内层为塑性区，中间高温弹性区及外层低温弹性区。由于弹性区各层温度不同，引起热膨胀不同和应力存在。如同一层膨胀是基本相同的，可能不会出现变形。实际中由于各种原因，同一层各处温度常不均匀，而膨胀大小也就不同，就形成应力的不均匀。再加之低温弹性层较薄，强度和刚度不足，不能满足不变形条件的制约性，形成宏观变形。

(3) 铸型变形过程

铸型变形是逐渐形成的。由于铸型同一层膨胀不同形成的变形是处于弹性状态，变形不完全而不能完全消除应力，是变形与应力共存的状态。钢管出型后铸型冷却，则变形有所回复，但不能完全回复，有一定的残留范性变形存在。随着使用次数增多，残留变形积累增多，而且每次的残留变形逐渐增大，最后铸型达到不能使用的程度。

(4) 铸型变形的主要影响因素

1) 铸型材质的影响　影响变形最主要的是线胀系数和热导率。线胀系数小者和热导率大者为好，可减少型壁温差，减少膨胀的不均匀性。

2) 铸型规格的影响　铸型越长越易产生宏观变形，因为铸型长膨胀值大，温度不同层间膨胀值有差异而易变形。2 m 以上的长铸型较明显；直径小的比直径大的铸型易变形，直径 200 mm 以下的长铸型较明显；铸型重量系数 K 越大（型壁厚），钢液浇注后铸型达到的最高平均温度越低，铸型不易变形。如 ϕ108 mm/ϕ94 mm × 1 450 mm 钢管，其铸型 K 大于 7，使用近百次无变形。浇注后铸型外表面水冷，可减少较薄铸型的变形，但铸型内外层温差大而应力增大。

3) 铸型质量均匀性的影响　铸型如存在金相组织不均匀、成分宏观偏析等，会引起膨胀量不同而导致变形；铸型内存在夹渣、缩松等微观孔类缺陷，造成致密度不均匀，使膨胀不同而导致铸型变形。在铸造铸型毛坯时，竖直浇注为好。一般是浇注位置的下部比上部致密性好。当竖直浇注毛坯时，在轴线方向上型壁的致密性可能不均匀，但径向截面上致密性较均匀，膨胀差异不大，减少了变形倾向。

4) 铸造工艺因素的影响　工艺因素影响主要反应在离心浇注后铸型达到的最高温度上，该温度低者为好。因此：浇注温度低些为好；出型时铸件温度高者为好；涂料热导率小者为好，浇注后涂料层温度越高其铸型内表层相对较低，使型壁温差也较小；涂料层厚者为好，所以挂涂料比喷涂料铸型变形小。

4.6 铸型材质选择

4.6.1 铸型材质性能考核

按强度建立的表达式，见式（5.11-53）。

$$z = \frac{E\alpha}{\sigma_b \lambda} \qquad (5.11\text{-}53)$$

式中，z 为铸型寿命指数，z 小寿命长；E 为弹性模量；α 为膨胀系数；σ_b 为铸型工作温度时的强度；λ 为热导率。

该式对于铸型温度不高、处于完全弹性状态下使用较适宜。

在浇注铁合金时，铸型内层应力常超过材料的强度屈服极限。为此铸型材质考核与塑性结合起来，表达式见式（5.11-54）。

$$k = \frac{\alpha E}{\lambda \delta} \text{或} k_1 = \frac{\alpha E}{\lambda a_k} \qquad (5.11\text{-}54)$$

式中，k、k_1 为铸型寿命指数，k、k_1 小寿命长；δ 为伸长率；a_k 为冲击韧度；其余符号同前。

按铸型使用条件进一步寿命表达式见式（5.11-55）。

$$C_k = \frac{\alpha E \Delta t}{\lambda a_k (t_{内} - t_{脆})} \qquad (5.11\text{-}55)$$

式中，C_k 为铸型寿命指数，C_k 小，寿命长；Δt 为铸型内外表面温差；$t_{内}$ 为铸型内表面温度；$t_{脆}$ 为铸型材质脆性临介温度；其余符号同前。

例：式中相同温度条件下，35CrMo 钢 C_k = 37.2；20CrMo 钢 C_k = 22.2；20Cr2Mo 钢 C_k = 12.8。

4.6.2 钢质铸型性能特点

(1) 钢质铸型热性能

离心铸造铸型材质应侧重考核热性能。铸型随着温度变化，通常是强度、弹性模量随温度升高而下降，而塑性、热胀系数等增加。金属型离心铸管的铸型多用低合金钢或低碳钢，多属热强钢种类。铸型在受热应力条件下工作，当铸型温度超过 450℃时，应采用珠光体型热强钢，它最高温度可达 550℃。

热强钢特点是热胀系数较小，热导率较大，铸型受热和冷却中应力较小。在考核热强钢时应以蠕变强度来说明，蠕变现象是在较高温度下，由于原子定向扩散和晶介黏滞流动，金属的形变随时间逐渐发展，即使在弹性极限内，也可能逐渐变形以致裂纹。

在低碳钢中随含碳量的增加，蠕变极限提高（见图 5.11-54）。说明组织因素起了显著作用，但碳的质量分数大于 0.36%，蠕变极限下降，再增加含碳量有害无益，故一般碳的质量分数在 0.3% 以下。铬在钢中主要提高抗氧化性和起固溶强化作用。钼可提高原子间结合力，也起固溶强化作用。钒形成碳化物弥散分布于基体中，提高合金的热强性。硼是有效晶介强化元素，加入质量分数为 0.01% ~ 0.03% 的 B，可显著提高热强性。

(2) 钢质铸型举例

离心铸造钢铁合金用铸型的材质多为低合金钢，如 20CrMo、20CrMoV 等，有关性能见表 5.11-27。铸型温度不太高时也可用碳钢，见表 5.11-28。

离心铸铁管及铸钢管等用铸型多为低合金钢，锻造或铸造成坯，其成分见表 5.11-29。

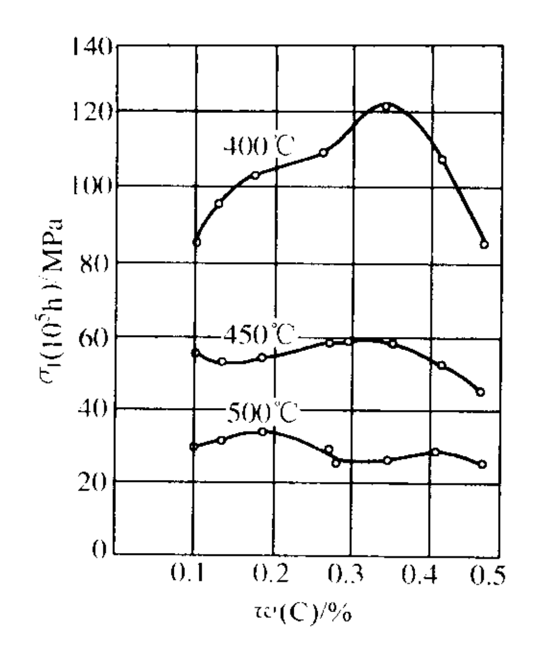


图 5.11-54　碳钢蠕变极限（10^5h 变形 1%）与含碳量及温度关系

表 5.11-27　热强钢性能

合金牌号	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ/%	a_k/J·cm^{-2}	持久强度 σ（10^5 h）/MPa			热稳定温度极限/℃	热处理
					450℃	500℃	550℃		
ZG20Mo	240	450	16	50	>140	>120	—	450～500	910℃正火，630℃回火
ZG20CrMo	250	470	18	30	200	160	80	570	900℃正火，650℃回火
ZG20CrMoV	320	500	20	35	—	—	120	580	950℃正火，700℃回火

表 5.11-28　优质碳钢高温力学性能

牌号	强度/MPa				蠕变性能 σ_1（10^4 h）/MPa			其他①
	温度	20℃	200℃	400℃	400℃	450℃	500℃	
20号	σ_b $\sigma_{0.2}$	570 325	500 280	420 200	100	50	25	C为0.19%，Si为0.24%，Mn为0.61% 880～900℃正火，450℃，σ_b = 123 MPa
25号	σ_b $\sigma_{0.2}$	500 325	573 329	476 168	140	83	46	C0.28，Si0.25，Mn0.61热轧状态
35号	σ_b $\sigma_{0.2}$	545 331	590 313	512 187	110	—	50	C为0.33%～0.36%，Si为0.19%，Mn为0.53%

① 化学成分均为质量分数。

表 5.11-29　钢质铸型成分（质量分数）　%

牌号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	其他
20CrMo	0.17～0.24	0.17～0.37	0.4～0.7	≤0.025	≤0.025	0.8～1.1	0.15～0.25	σ_b = 885 MPa δ = 12%
20CrMo	0.18～0.24	0.17～0.37	0.3～0.7	≤0.02	≤0.03	0.25～1.1	0.25～0.35	Ni < 0.25% Cu < 0.2%

续表 5.11-29

牌号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	其他
20CrMo	0.13～0.25	0.15～0.5	0.8～1.3	≤0.025	≤0.025	0.8～1.3	0.15～0.25	V 0.06%～0.12%
20Cr2Mo	0.17～0.24	0.2～0.4	0.2～0.4	≤0.025	≤0.025	2.3～2.6	0.3～0.4	σ_b = 750 MPa δ = 16%
30CrMo	0.25～0.34	0.17～0.37	0.4～0.7	≤0.025	≤0.025	0.8～1.1	0.15～0.25	σ_b = 930 MPa δ = 12%

4.6.3　球墨铸铁铸型特点

球墨铸铁石墨呈球形，在外力作用下应力集中较小，其基体塑性得以发挥，因而球墨铸铁断裂时有塑性变形，断裂应力较高。铁素体球铁有延性断裂特征，珠光体基体球铁以脆性断裂特征为主。球墨铸铁中石墨越细其弥散度越高，抗断裂能力越大。球墨铸铁在高温下性能如图 5.11-55 所示，珠光体球墨铸铁在 400℃变化很小。球体在高温长时间的强度也较高，如 450℃可达 $\sigma_{1/10^5}^{450}$ = 120 MPa。球墨铸铁在 450℃时抗蠕变性能也较好（见图 5.11-56）。球墨铸铁的抗疲劳性能可比灰铸铁高 2 倍，其基体中珠光体体积分数占 70%～90%时，抗疲劳强度更好。球墨铸铁铸型最高温度可接近 400℃。它比钢质铸型有不易变形的特点。在离心铸造大型铜合金件，各种铸铁件及挂砂衬型铸钢管等可用球墨铸铁铸型。

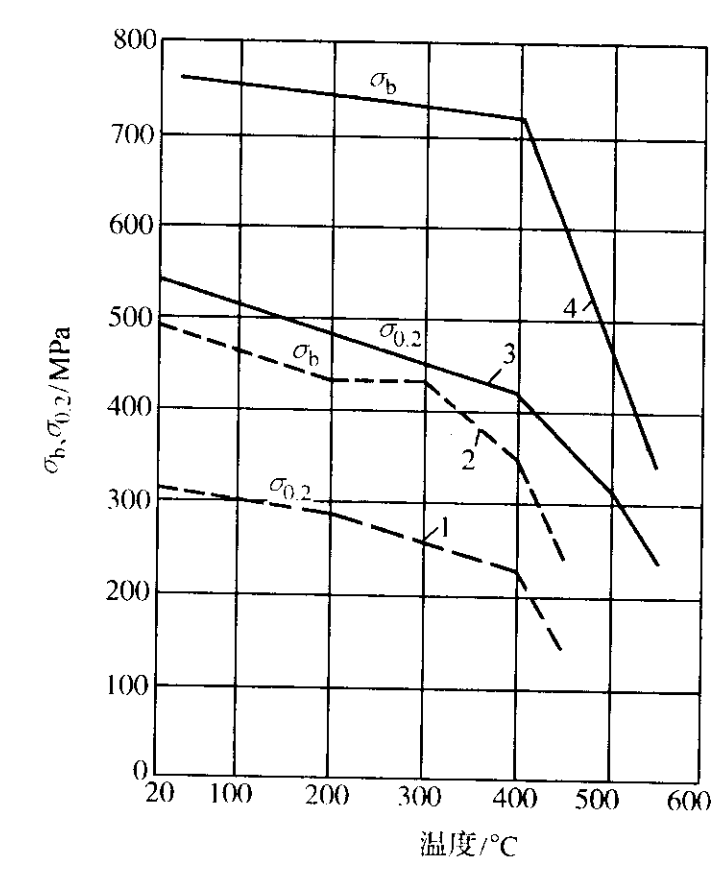


图 5.11-55　球墨铸铁短时间高温性能

1、2—铁素体球墨铸铁；3、4—珠光体球墨铸铁

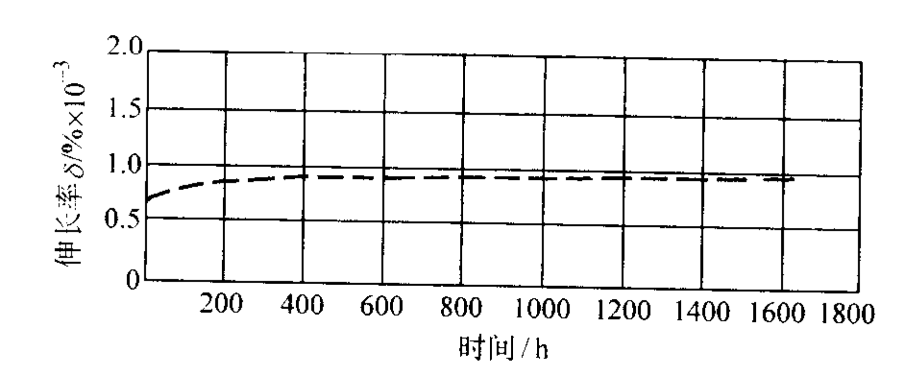


图 5.11-56　球墨铸铁 450℃蠕变曲线

4.6.4　灰铸铁铸型特点

灰铸铁刚性好，价格便宜，应用较多。灰铸铁在拉伸时呈脆性断裂，在弹性阶段的应力与应变不遵守虎克定律，随

应力增加弹性模量下降。灰铸铁由于片状石墨，受拉力时石墨边缘严重应力集中，沿石墨边缘裂纹扩展并发展至断裂。承受压缩能力高于拉伸能力，在继续增加负荷时，石墨与基体同时向与应力垂直方向扩展，同时铸型内表面局部稍凸起。灰铸铁由于生长时会产生挤压，有时会掩盖内表面裂纹的扩大，潜伏着在浇注中脆性开裂的危险性。灰铸铁在高温短时间的力学性能见图 5.11-57 所示，到 400℃以后强度急剧下降。灰铸铁长时间的高温性能变化更显著，在 350℃时蠕变强度 $\sigma_{0.1/5000}^{350}$ = 121 MPa，而 400℃时降至 $\sigma_{0.1/5000}^{400}$ = 65 MPa。并在350℃其应力 $\sigma > 84$ MPa 时，蠕变速率很快，短时间内可能发生断裂。在灰铸铁中加入少量钼、铬等，可提高抗蠕变能力。

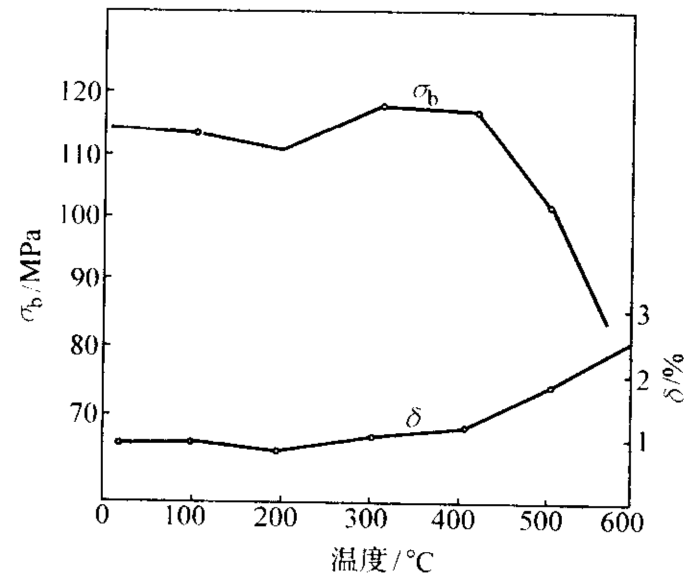


图 5.11-57 灰铸铁高温短时间力学性能

灰铸铁由于存在石墨，抗疲劳能力较差。有细小石墨的灰铸铁的疲劳极限相对较高。铸铁在热疲劳过程中，受交变热应力，可较快地形成裂纹。在大的应力情况下，铸铁内部很快达到断裂应力，有时一次热冲击负荷也可能使铸铁铸型开裂。

可见灰铸铁铸型不适合热负荷太大，温升太高，应控制在 350℃以下。离心铸造铜合金件用灰铸铁型颇多，但用于厚大的铜合金件时，应慎重。中小铸铁件也常用铸铁铸型，但应敷以厚涂料。制造灰铸铁铸型应采用变质处理、低合金化及热处理等措施。

5 离心铸造机

离心铸造机包括主机和浇注、水冷、出件等装置。离心铸造机分为卧式（悬臂式和滚轮式）、立式及倾斜式多种。悬臂式离心机和铸管机已有商品出售。实际生产中所需离心机多种多样，本节内容供选择和设计离心机时参考。

5.1 离心铸造机构造

5.1.1 悬臂式离心铸造机

1）悬臂式离心机的形式 铸型装在主轴一端，悬臂状态下旋转。多用于生产非铁合金和铁合金小件，常用于生产铸件尺寸在 ϕ500 mm × 500 mm 以下。悬臂式离心机分单头和双头两种（见图 5.11-58 和图 5.11-59）。双头式离心机可两端浇注，但不宜装顶杆。

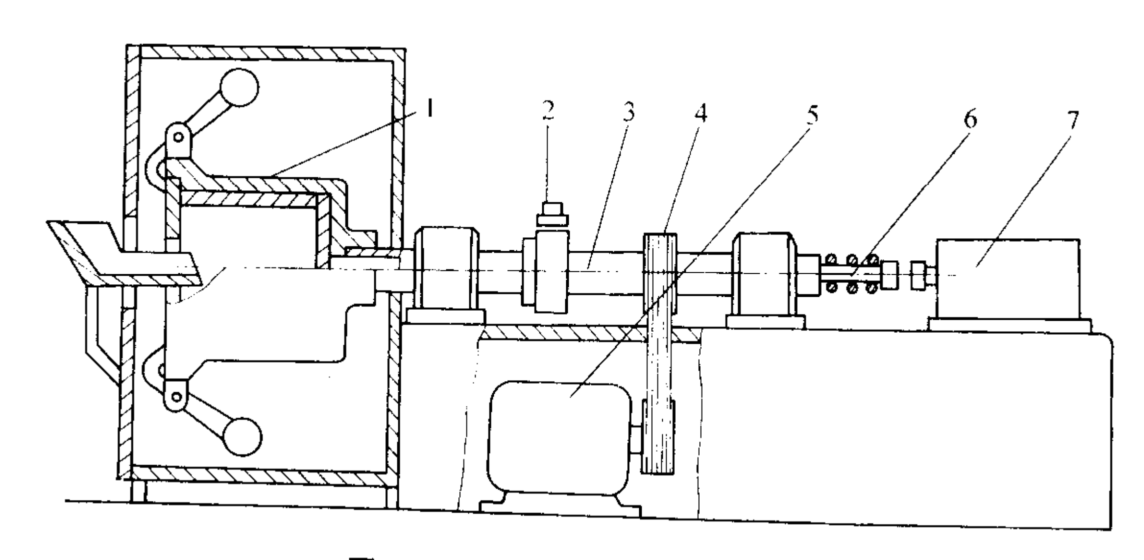


图 5.11-58 单头悬臂式离心铸造机
1—铸型；2—闸；3—主轴；4—带轮；5—电动机；6—顶杆；7—顶杆缸

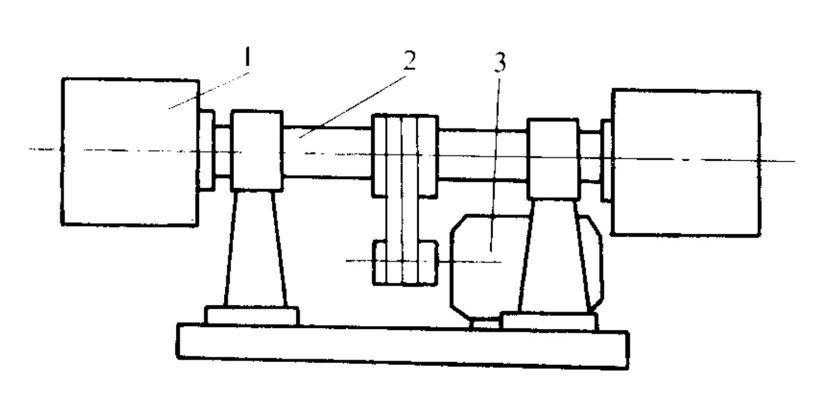


图 5.11-59 双头悬臂式离心铸造机
1—铸型；2—主轴；3—电动机

2）基本构造特点 悬臂式离心机系电动机带动水平主轴旋转，主轴要求较高的强度和刚度，材质多用中碳钢或低合金钢，经调质处理。在后端部装有自动出件顶杆，顶杆穿过空心主轴。主轴主要受径向力（顶出铸件时受轴向力），主轴轴承一般用向心球轴承、深沟球轴承及角接球轴承等合用。带轮可装在两轴承之间，其配置合理，但更换传动带不便；将其装在轴末端，更换传动带方便，但主轴稍长。在连续生产中，可在靠近带轮主轴处装制动闸。

3）电动机选择 在生产多品种的通用离心机需经常变化转速，应选用无级调速电动机，如 YCT、JZS 系列等交流无级变速电动机。大量生产的专用离心机可采用有级变速或不变速电动机。这类离心铸造机的电机功率一般不大于 15 kW。

4）铸件顶出装置 顶出装置顶出铸件时，顶杆前端与铸型内的后端盖相接触，端盖与铸件同时顶出。也可后端盖与顶杆连在一起使工艺简化。顶杆的运动可采用液压传动，顶出力大，运动平稳，但需设液压站。其次是气动传动顶杆，顶杆弹簧复位，顶杆运动快，有时运动不够平稳，顶出力有限，但装置简单。此外还有蜗杆传动顶出机构等。

5）水冷装置 铸型水冷可分为外水冷和内水冷。外水冷是在铸型的上方设喷水管或喷水盒，使其形成细雨状水冷铸型，外水冷设置简单，使用方便。内水冷是将铸型制成水套夹层，水从空心主轴中的通水管（不转动）进入水套，出水管套端（转动）与进水管间需严格密封，形成铸型被水层包围，此种冷却均匀，外观规整，但不能装顶杆装置，维修不便。

6）装配要点 为使铸型旋转平衡，铸型与主轴要求较

高的同轴度，铸型横截面与主轴要求较高的垂直度，按国标GB/T 1184—1996应在9级或好于9级。铸型与主轴间应有准确的定位和紧固结构。离心机的安装中心高度（铸型旋转中心距地平面间高度）为400～700 mm，主轴要有较好的水平度，以保证铸件壁厚均匀和轴承受力均匀。

5.1.2 滚轮式离心铸造机

（1）基本构造特点

滚轮式离心机是靠托轮带动铸型滚动旋转。铸型装卸方便。主要用于生产较长的筒、管类铸件，如铸铁管、钢管、造纸滚筒及轧辊等。

滚轮式离心机构造如图5.11-60所示。在机座上装两根带托轮的平行轴，托轮与铸型轨道相配合。主动轮一侧托轮轴与电动机连接，靠摩擦力铸型旋转，铸型带动另一侧托轮转动，形成摩擦传动系统。离心机运转平衡的关键是两传动轴中心线与铸型旋转中心线的平行度，托轮的圆柱度及安装同轴度。

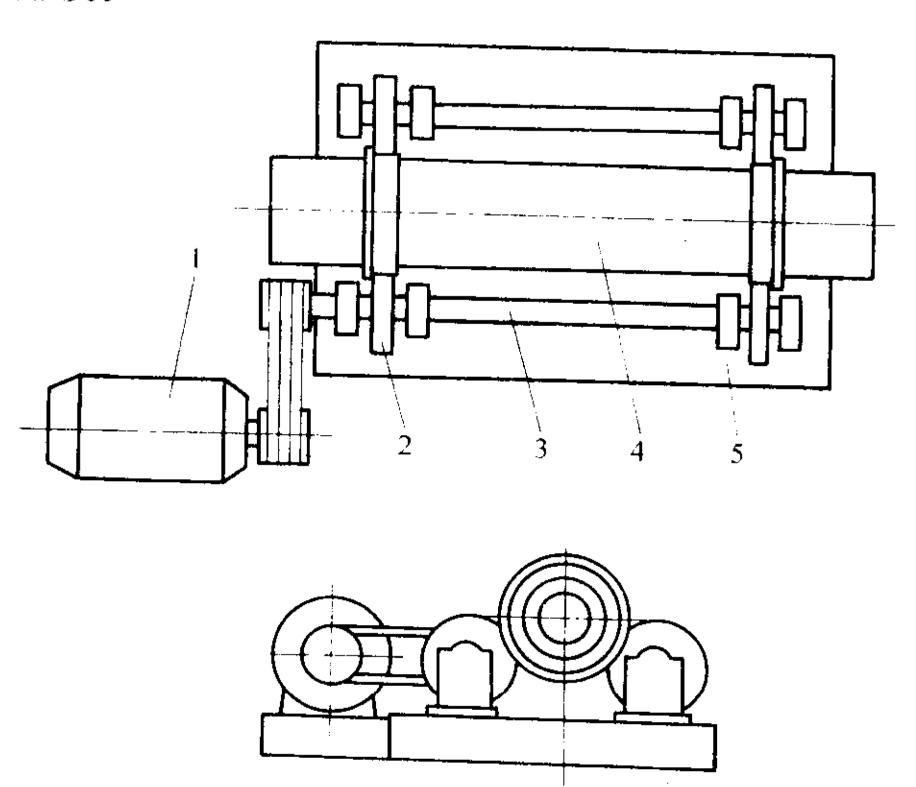


图5.11-60 滚轮式离心铸造机构造

1—电动机；2—托轮；3—主传动轴；4—铸型；5—机座

（2）电动机传动形式

较多的是电动机通过V带使主动轴转动（见图5.11-60），属弹性启动，V带松紧可调，对电动机安装精度要求不高，但铸型转速稍有损失。其次是电动机轴直接与主传动轴连接，此种转速准确，电动机轴受力均匀，结构简化。但属硬性启动，在铸型沉铸造重时启动功率消耗大，电动机安装精度要求高。有的大型离心铸造机采用两台电动机分别与两根传动轴直接连接，同步启动（见图5.11-61）。

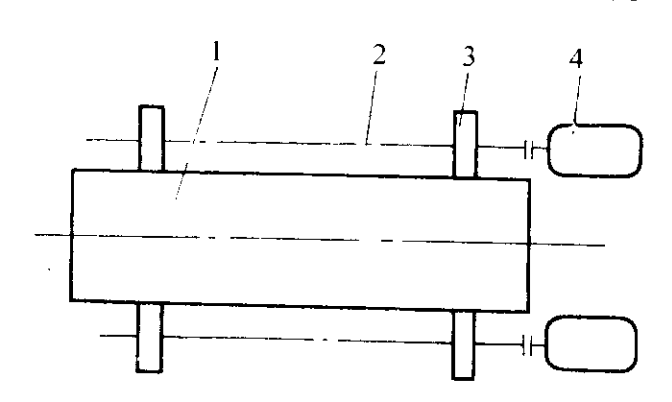


图5.11-61 双电机直接传动

1—铸型；2—传动轴；3—托轮；4—电动机

（3）轴向托轮距调整

轴向托轮距离与铸型轨距相对应，托轮距与铸型总长度之比最大范围为0.55～0.8。为在一台离心铸造机上浇注长度不同的铸件，常将托轮轴向位置作成可调的，有如下几种形式。

1）主动轴断开。电动机与一个托轮连接，单轮启动运转（见图5.11-62）。另一组托轮可沿机座梯形槽移动，对铸型长度适应性强。开车启动时应缓慢进行。由于单轮启动力矩不平衡，不宜用于很长的铸件上。

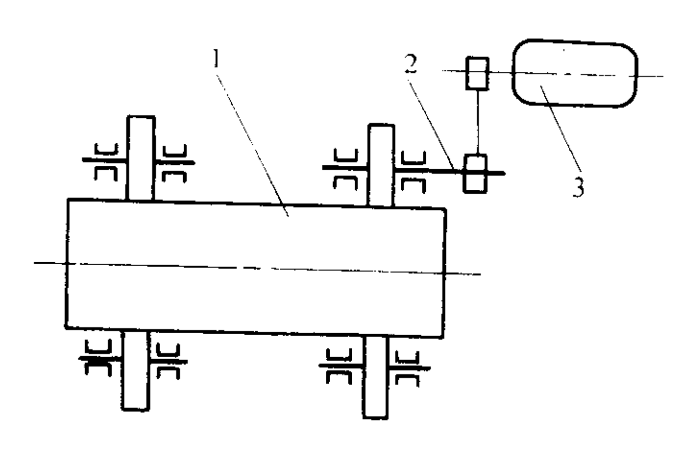


图5.11-62 单托轮驱动

1—铸型；2—主传动轴；3—电动机

2）传动轴有活节。将传动轴分三节，如生产较短的铸件可将中间一节去掉。此法虽麻烦，但对批量生产较适宜。

3）托轮可移动。将一组托轮装在滑道上（见图5.11-63），靠滑板移动来调整托轮距。此法增加了机器构件，要求加工安装精度较高，但方便灵活，适于较小的离心铸造机。

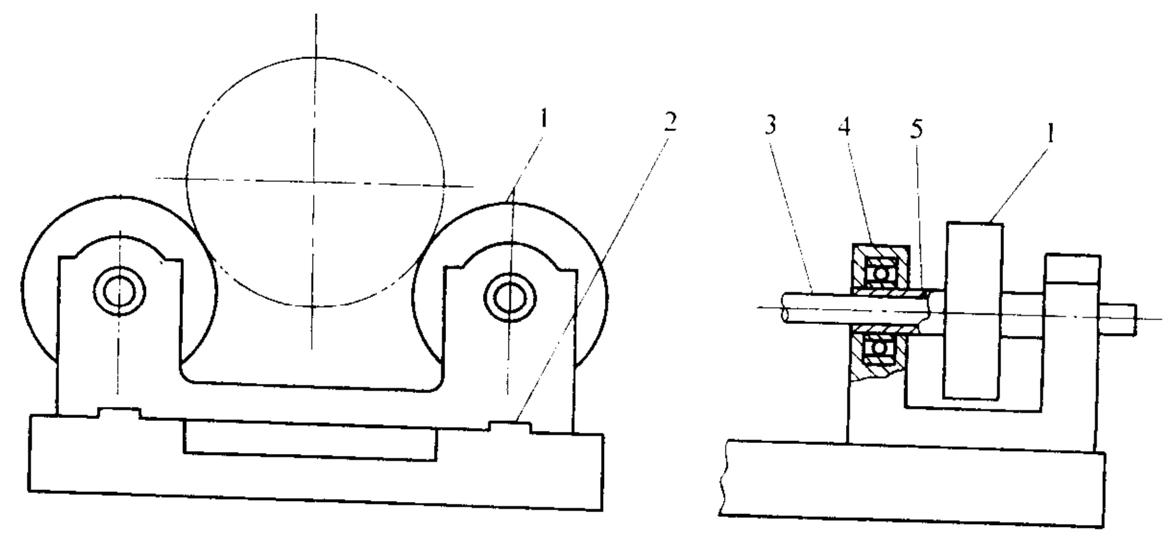


图5.11-63 可移动托轮传动

1—托轮；2—滑道；3—传动轴；4—轴承；5—滑套

（4）三轴线夹角

铸型旋转中心与两传动轴中心线（三轴线）间的夹角θ（见图5.11-64）。θ过大，托轮对铸型夹持力增大。θ小时，运转会不平稳甚至铸型跳动。θ最大范围为90°～120°，常用为100°～110°。为保持θ角，在小批量生产中铸型直径变化时，两轴间距t要随之变化，计算见式（5.11-56）。

$$l = 2\cos\alpha(R_{\phi} + r) \qquad (5.11\text{-}56)$$

式中，l 为两托轮轴中心线距离；α 为水平夹角，$\alpha = 90° - \frac{\theta}{2}$，$2\cos\alpha$ 见表 5.11-30；$R_{轨}$ 为型轨半径；r 为托轮半径。

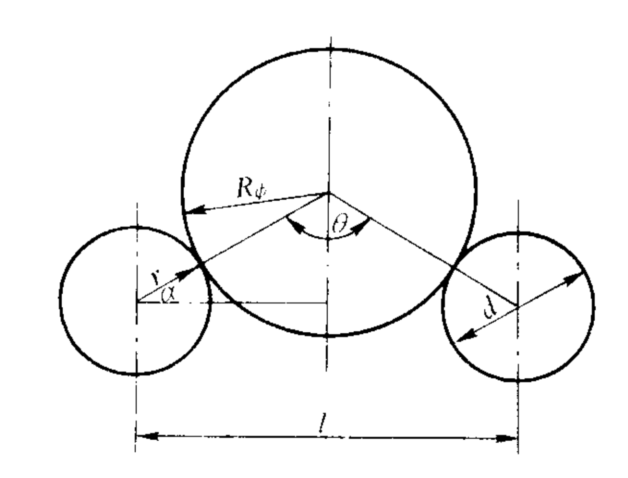


图 5.11-64 三轴线夹角

表 5.11-30 2cosα 计算值

θ/(°)	95	100	105	110	115	120
2cosα	1.474	1.532	1.587	1.638	1.687	1.732

（5）加工及安装要求

托轮和传动轴要求较高的加工精度、圆柱度、同轴度及垂直度等，按国标 GB/T 1184—1996 公差标准应达到或好于 8 级。托轮安装的同轴度和垂直度应达到或好于 9 级。两传动轴中心线应有较高的装配平行度和水平度，以保证铸型旋转平稳。离心铸造机一般是水平安装，但很长的离铸造心机，如离心铸管机等，其浇注彼端可向下倾斜 1°～6°。重型滚轮式离心机应装在地平面以下。

5.1.3 立式离心铸造机

一般立式离心铸造机主要用于生产直径大于高度的铸件，如轮缘、口环及叶轮和成形件等。

1）构造特点 铸型装在垂直转旋轴的顶部（见图 5.11-65）。主轴在旋转条件下受力，要求强度高和刚度好，小型离心铸造机其材质可用 45 钢，中大型机可用 35SiMn、40Cr 等制作。离心铸造机的轴承受径向力和轴向力，常在轴的下部装径向和轴向两种轴承。浇注大件或连续生产，上部轴承应设水冷装置。

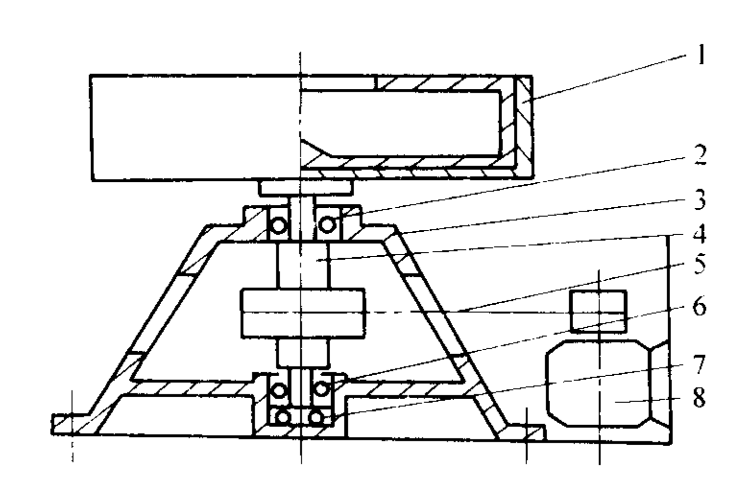


图 5.11-65 立式离心铸造机

1—铸型；2—上轴承；3—机架；4—主轴；5—V 带；6—下轴承；7—端轴承；8—电动机

2）电动机传动形式 中小型立式离心机常用立式电动机与主 V 带轮连接，但更换 V 带轮不便。较大的离心铸造机可用锥齿轮变向，用卧式电动机（见图 5.11-66）。主轴上的齿轮在启动时受力较大，应力求有较大的模数，偏轴的上部安装为宜。

3）加工与装配要求 主轴和转盘要求高的圆柱度、同轴度及垂直度，按国标 GB/T 1184—1996 标准达到或好于 8 级。主轴与转盘装配的同轴度与垂直度应达到或好于 9 级。铸型装配应准确定位，保证同轴度。中小型立式离心机可将机身设在地下，铸型在地面以上，操作方便。大型离心铸造机应设在地面以下，上面设可移动盖板，上有装浇管的孔。

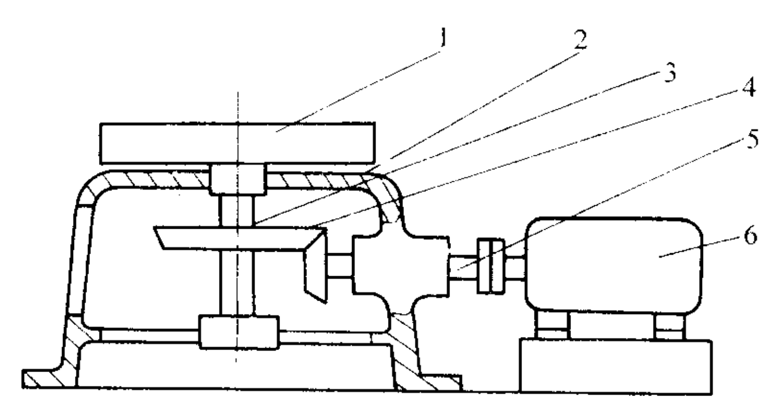


图 5.11-66 齿轮传动立式离心铸造机

1—铸型；2—机架；3—主轴；4—锥齿轮；5—传动轴；6—电动机

5.2 主要零件设计

5.2.1 电动机功率计算

（1）悬臂式离心铸造机电动机功率计算

悬臂式离心铸造机是电动机驱动装有铸型的主轴转动。电动机轴上转矩为动态与静阻转矩之和，滚动轴承阻力甚小可忽略，静阻转矩中主要是离心浇注合金液时的负载转矩，离心铸造机功率按式（5.11-57）计算。

$$P = \left[\frac{GD^2 n_1^2}{365\ 625\ t} + \frac{Gn_3^2}{182\ 673\ \tau}(R_1^2 + R^2)\right]K \qquad (5.11\text{-}57)$$

式中，P 为离心铸造机所需最大驱动功率，kW；GD^2 为各旋转构件折算到电机轴上的总飞轮矩，kN·m²；t 为启动时间，s；n_1 为电动机工作转速，r/min；G 为铸件质量，kg；n_3 为铸型转速，r/min；τ 为合金液浇注时间，s，见本章 3.4.2；R_1 为铸件外半径，m；R 为铸件内半径，m；K 为安全系数，一般取 1.3～1.9。

（2）滚轮式离心铸造机电动机功率计算

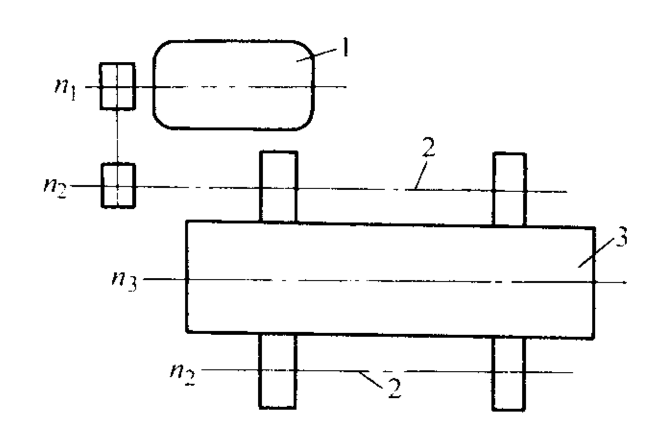


图 5.11-67 滚轮式离心机传动系统

1—电动机；2—传动轴系统；3—铸型

离心铸造机传动系统如图 5.11-67 所示。这里的静阻转矩由摩擦阻力和浇注合金液时的负载转矩两部分组成，其功率按式（5.11-58）计算。

$$P = \left[\frac{GD^2 n_1^2}{365\ 625\ t} + \frac{G_1 k n_2}{975\cos\frac{\theta}{2}}\left(1 + \frac{r_2}{r_3}\right) + \frac{Gn_3^2}{182\ 673\ \tau}(R_1^2 + R^2)\right]K \qquad (5.11\text{-}58)$$

式中，G_1 为铸型重量，N；k 为摩擦力臂，钢、铸铁为 0.000 5 m；n_2 为托轮转速，r/min；θ 为三轴线间夹角，θ 为 110°时，$\cos\frac{\theta}{2} = 0.57$；$r_2$ 为托轮半径，m；r_3 为铸型型轨半

径，m；其余符号同前

（3）几个参数说明

1）GD^2 计算　具体 GD^2 在此用到的有：圆盘（托轮、实心轴等），其 $GD^2=0.5G_0D_0^2$（G_0—旋转构件重量，N；D_0—其构件外直径，m）；圆筒（铸型，空心轴等）其 $GD^2=0.5(D_0^2+d_0^2)$（d_0—构件内直径，m）。各 GD^2 折算到电动机轴上见式（5.11-59）。

$$GD^2=G_1D_1^2+G_2D_2^2\left(\frac{n_2}{n_1}\right)^2+G_3D_3^2\left(\frac{n_3}{n_1}\right)^2 \quad (5.11\text{-}59)$$

式中，GD^2 为折算到电动机轴上的总飞轮矩，N·m²；$G_1D_1^2$ 为电动机轴轮上的飞轮矩，N·m²；$G_2D_2^2$ 为两传动轴系统的飞轮矩，N·m²；$G_3D_3^2$ 为铸型的飞轮矩，N·m²；其余符号同前。

2）启动时间 t　t 的大小对计算功率影响很大。t 不易计算，常以离心铸造机和电动机特点按经验确定，小型离心铸造机 $t\leqslant10$ s；中型离心铸造机 $t=10\sim40$ s；大型离心铸造机 $t=40\sim100$ s。

（4）计算功率举例

滚轮式离心机浇注钢筒。钢筒 $R_1=160$ mm，$R=130$ mm，$G=560$ N，型轨 $r_3=230$ mm，型重 $G_1=1\ 480$ N，铸型转速 $n_3=524$r/min，托轮 $r_2=135$ mm，托轮重 53.5 N，转速 $n_2=1\ 048$ r/min，电动机轮和传动轴带轮 $\phi220$ mm，重 40 N，电动机转速 $n_1=1\ 048$ r/min，$\cos\frac{\theta}{2}=0.57$，$t=20$ s，$\tau=60$ s，K 取 1.6。计算总 $GD^2=69.2$（kg·m2），经式（5.11-58）计算，电动机功率需 21.2 kW。

5.2.2　主传动轴设计

（1）实心轴计算

按扭转强度见式（5.11-60）。

$$d=A\sqrt[3]{\frac{P}{n}} \quad (5.11\text{-}60)$$

式中，d 为轴最细处直径，mm；A 为扭转剪应力系数，A3 钢 149～126，35 钢 135～112，45 钢 126～103，40Cr 与 35SiMn 等 112～97；P 为轴所传递的功率，kW；n 为轴的工作转速，r/min。

按扭转刚度计算见式（5.11-61）。

$$d=B\sqrt[4]{\frac{P}{n}} \quad (5.11\text{-}61)$$

式中，B 为剪切模量系数和扭转角度系数，$B=109\sim129$；其余符号同前。

（2）空心轴计算

按扭转强度计算见式（5.11-62）。

$$d=A\sqrt[3]{\frac{P}{n}\times\frac{1}{\sqrt[3]{1-a^4}}} \quad (5.11\text{-}62)$$

式中，a 为轴的内径与外径之比；其余符号同前。

按扭转刚度计算见式（5.11-63）。

$$d=B\sqrt[4]{\frac{P}{n}}\times\frac{1}{\sqrt[4]{1-a^4}} \quad (5.11\text{-}63)$$

式中，各符号同前。

主轴材质常用 45 钢、40Cr 及 35SiMn 等。按强度或刚度计算均可。重要的可先按强度计算再按刚度复算。计算结果一般应乘以 1.1～2 的系数。

5.2.3　托轮设计

1）要求　托轮起支撑和传动铸型作用，要求托轮与型轨接触严密，运转平稳，托轮要比铸型耐磨。常用材质为 45 钢、40Cr 等，经正火或淬火处理。各托轮要求公差一致，精车时各轮要一刀完成。托轮要装配定位套，防膨胀窜动。

2）托轮尺寸　托轮直径与型轨径之比应 1:1～1:2.5，比值小可降低启动力矩，但由于结构条件限制，难以达到太小。托轮宽度为 80～200 mm。

3）托轮受力计算　四个托轮的离心铸造机，一个托轮受的压力（见图 5.11-68），计算见式（5.11-64）。

$$F_N=\frac{G_3}{4\cos\frac{\theta}{2}} \quad (5.11\text{-}64)$$

式中，F_N 为一个托轮所受的压力；G_3 为铸型与铸件重量之和；θ 为三轴线间夹角。

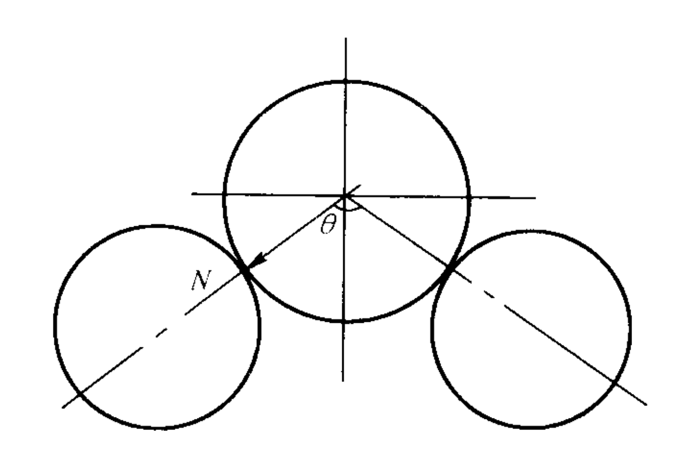


图 5.11-68　托轮受力

5.2.4　轴承座设计

托轮两个轴承的轴承座应为连体结构（见图 5.11-69），定位准确，便于装配。在可移动一侧轴承座底部应设键槽和定位键。大型滚轮式离心铸造机的轴承座板外侧应为倾斜的，受力合理（见图 5.11-70）。轴承座材质一般为灰铸铁，经消除应力处理。

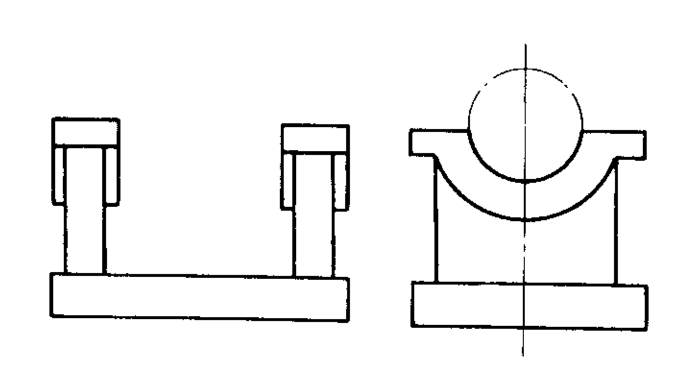


图 5.11-69　连体结构轴承座

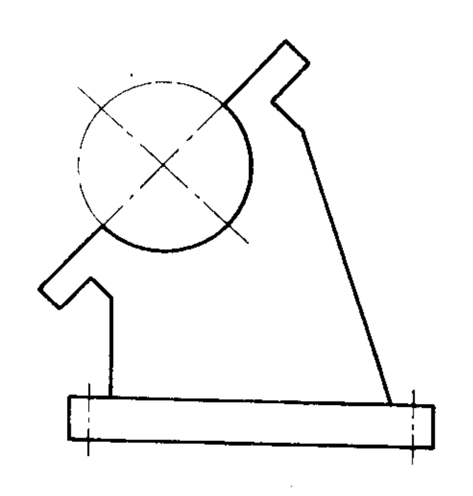


图 5.11-70　轴承座板外侧倾斜

5.2.5　机座设计

离心铸造机机座起各部件定位装配和机器安装作用，要求规整稳定。机座结构为薄壁多肋箱体式。如滚轮式离心铸造机轴向托轮距是固定的，则机座上平面只加工两端装轴承座位置即可。机座的轮廓尺寸应比最大跨距时轴座边缘略大一点。机座高度随面积增大而增加，一般不低于 100 mm。

机座材质为灰铸铁，经消除应力处理。

5.3 离心铸造机附属装置

5.3.1 浇注装置

浇注装置是安装浇槽的机架。小型旋臂式离心铸造机的浇槽多装在机座旁边的转动架上将浇槽伸入型内。中大型离心铸造机设专用装置。

1）旋转式浇注装置　用两个竖直转轴和侧横轴来调整浇槽，使其准确伸入型内（见图5.11-71）。

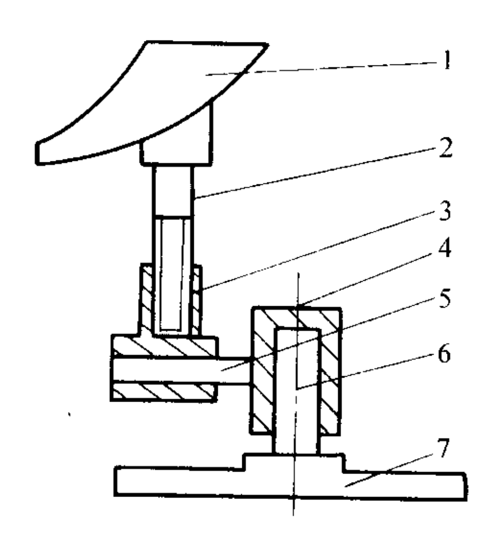


图5.11-71　旋转式浇注装置

1—浇槽；2—侧转轴；3—立轴螺套；4—下轴套；5—横轴；6—主立轴；7—底座

2）可调式浇注小车　在中大型卧式离心铸造机上可采用三向可调浇注小车（见图5.11-72）。小车可在轨道上直线运行，浇斗横向沿滑道调整，高度通过螺套来调整。

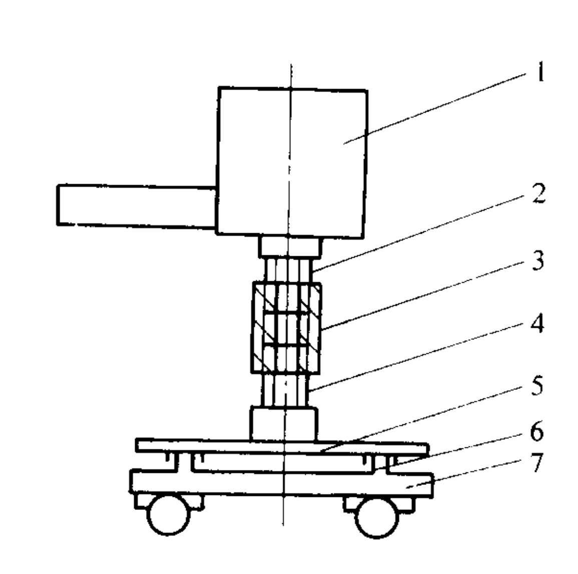


图5.11-72　可调式浇注小车

1—浇斗；2—上螺杆；3—螺套；4—下螺杆；5—底板；6—滑道；7—小车

3）等流量浇注车　在浇注车上装有扇形浇包，驱动浇包匀速倾转，可液压传动倾转或电动机械倾转（见图5.11-73）。离心铸管中多有应用。

5.3.2 取出铸件装置

在悬臂式离心机上常用顶杆顶出铸件，在大量或大件生产中配备专用出件装置。

1）气动取件器　构造如图5.11-74所示，机座1上气缸5和活塞导杆6带动取件器的空心导杆2运动，使取件头伸入铸件内，再通气入取件气缸7拉动拉杆4使钳口向外张开，抵住铸件的内壁将铸件拉出。然后压缩空气通入气缸的另一端，将拉杆4向前推使钳口松开。该装置适用于中等筒类铸件。

2）枣楔取件器　在拉杆上装有可张开的枣楔块，抽动拉杆时在杆端部斜块作用下，使枣楔张开卡紧管壁将其拉出，构造如图5.11-75所示。

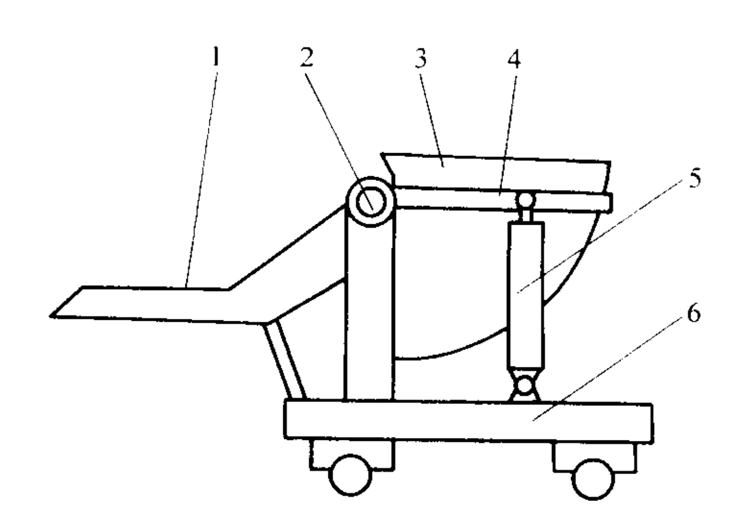


图5.11-73　等流量浇注车

1—浇槽；2—机架转轴；3—扇形浇包；4—包架；5—倾转液压缸；6—小车

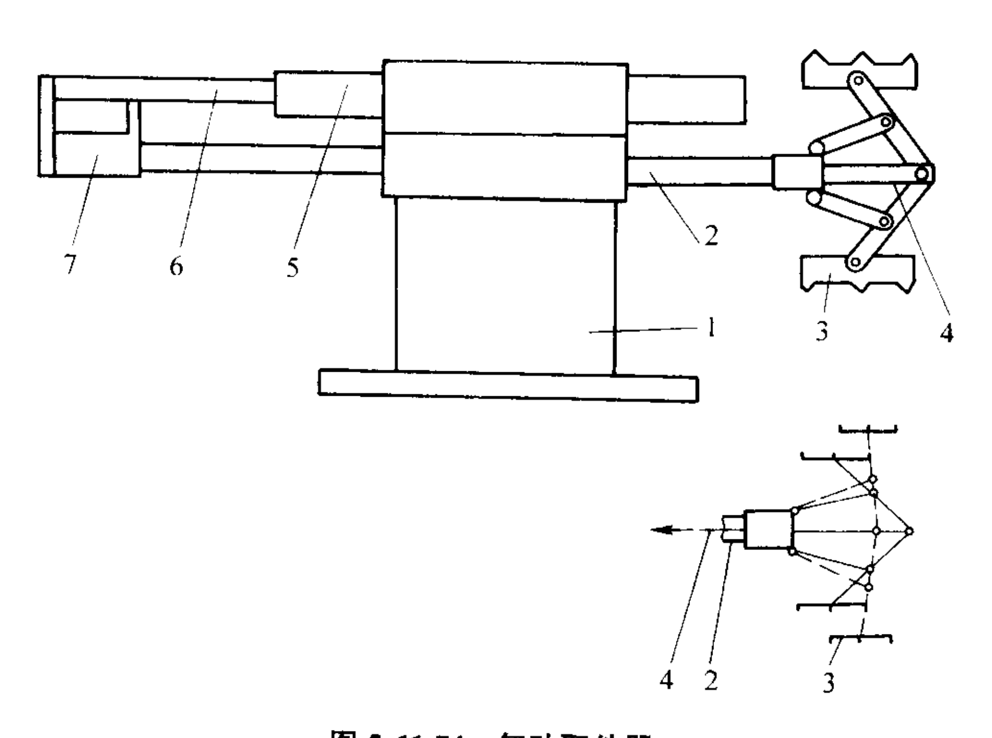


图5.11-74　气动取件器

1—机座；2—空心导杆；3—钳口；4—拉杆；5—气缸；6—活塞导杆；7—取件头气缸

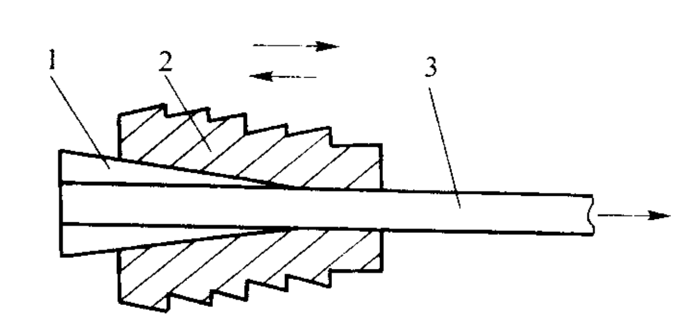


图5.11-75　枣楔取管器

1—楔块；2—枣楔；3—拉杆

3）滑动拉出铸件　在小批量中大件生产中，可用卡头钩住铸件，经滑轮用桥式起重机将铸件拉出（见图5.11-76）。

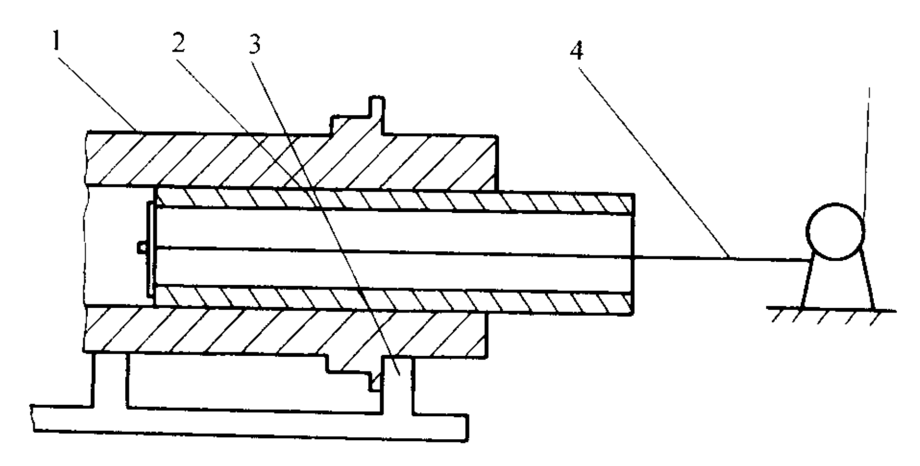


图5.11-76　滑动拉出铸件

1—铸型；2—铸件；3—卡座；4—吊绳

5.4 专用离心铸造机

5.4.1 冷模法离心铸管机

此法为水冷铸型，不上涂料。铸出的管子为白口铸铁经高温退火后达到球墨铸铁管标准。

铸型在严密的机壳内浸水冷却，用等流量定量浇包，浇注时铸型与长浇槽相对移动。离心机构造如图 5.11-77 所示。铸型转动、浇槽移动、浇包倾转及管子取出等均可自动或半自动控制。

由于铸型为密封式水冷，铸型旋转由装在铸型承口端的

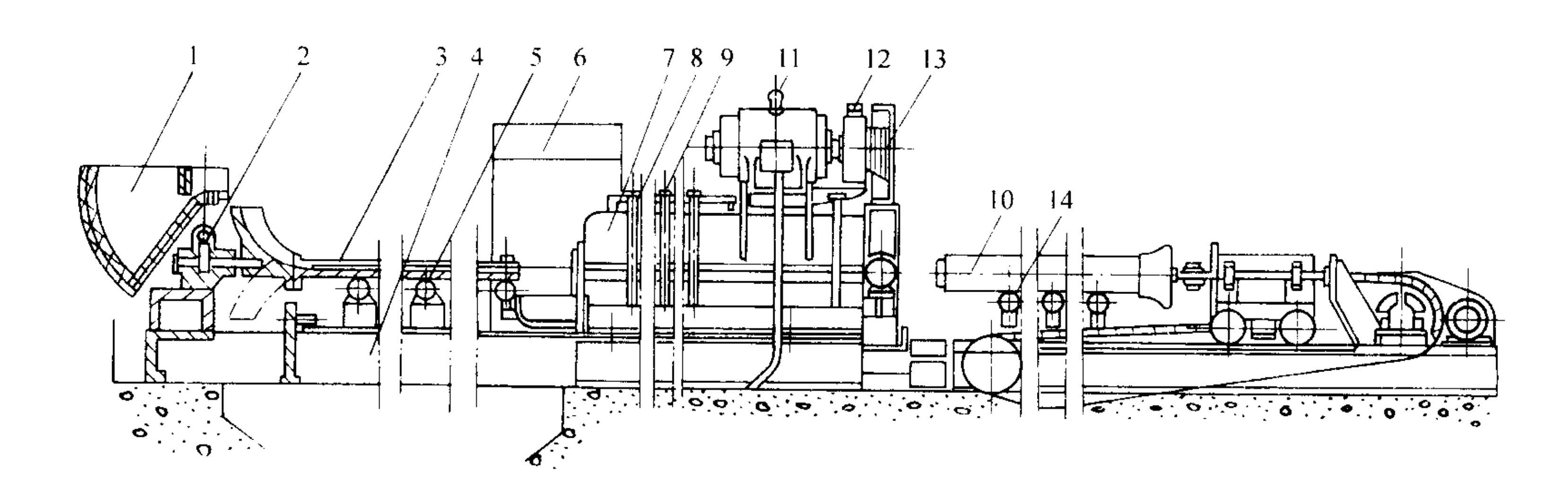


图 5.11-77 冷模法离心铸管机

1—扇形浇包；2—浇槽翻转机构；3—浇槽；4—机座；5—浇槽支承轮；6—安全挡板；7—机壳；8—进水系统；9—出水系统；10—铸铁管；11—电动机；12—变速器；13—传动轮；14—接管装置

大轴承系统支撑，以大带轮传动铸型旋转。机壳与轴承、铸型接触处有严格的密封（见图 5.11-78）。常把这部分传动系统称机头。

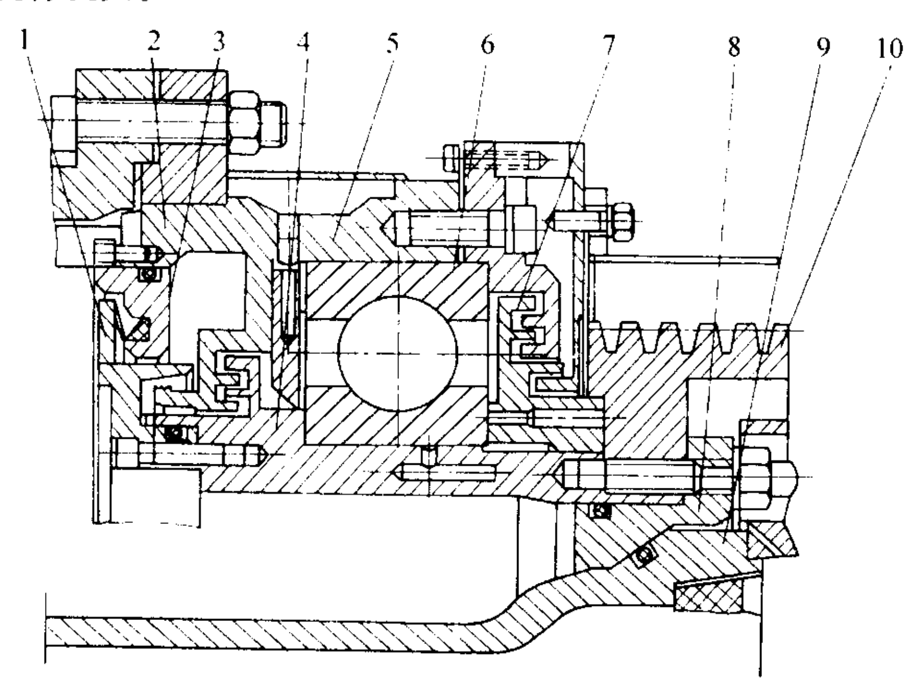


图 5.11-78 机头旋转机构

1—挡水环；2—密封环口；3—封水环；4—密封盘；5—轴承环；6—轴承；7—轴承密封板；8—管型定位环；9—管型；10—带轮

5.4.2 多工位离心铸造机

（1）水平转盘多工位离心铸造机

水平转盘上装四台小型悬臂式离心铸造机构成四个工位。转盘经减速器由齿轮传动（见图 5.11-79）。每转 90°停止并由制动闸定位。第 1 工位浇注合金液；第 2 工位推出铸件；第 3 工位铸型冷却；第 4 工位上涂料及装端盖。该机适于大批量生产铜套等小件，改善了铸造工艺。

（2）垂直转盘多工位离心铸造机

常见用 14 ~ 16 台小型旋臂式离心铸造机均匀装在垂直转盘上，每个小单机由电动机单独驱动（见图 5.11-80）。每浇完一件大转盘转一个角度，大转盘一半设在地下。例如 16 工位机，单机电动机功率 5.5 kW，转盘直径 3 m，脉动角度 22.5°，生产率 90 件/h。第 1 工位浇注；第 2 ~ 8 工位冷却；第 9 工位顶出铸件；第 10 ~ 11 工位清理铸型；第 12 ~ 13 工位装端盖；第 14 ~ 16 工位上涂料及干燥。适用于大量生铸铁缸套，改善了铸造工艺。

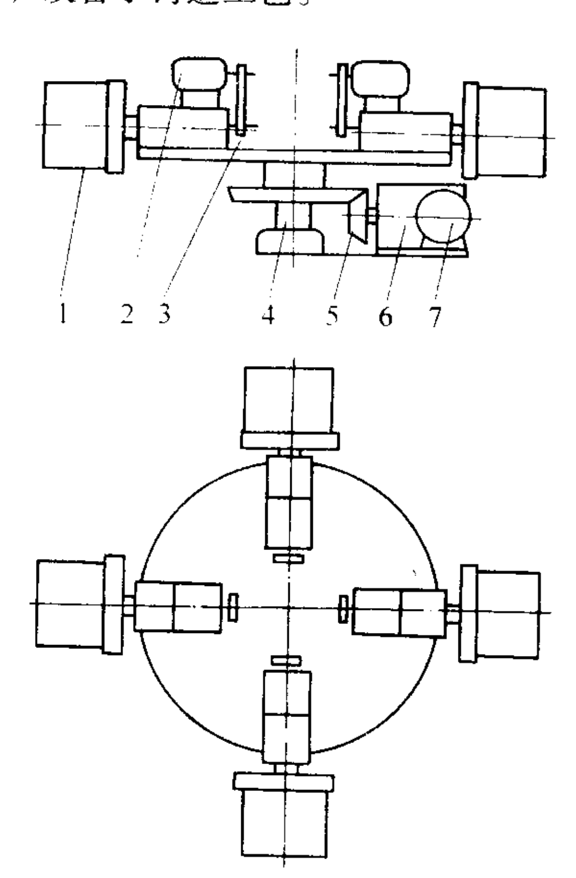


图 5.11-79 水平转盘四工位离心铸造机

1—铸型；2—电动机；3—转盘；4—立轴；5—齿轮；6—减速器；7—转盘电动机

5.4.3 真空离心铸造机

将离心铸造机、自耗凝壳熔化炉及浇注装置均置于密封罩内（见图 5.11-81）。工作时铸型装在离心铸造机上，密封，抽真空，真空度 1.33 ~ 0.13 Pa，离心机主轴与密封罩接触处的密封是关键。离心浇注时操作在炉外控制，通过窥视孔观察。适用于生产高温下易氧化的合金件，如钛合金、高合金钢等铸件。

图 5.11-80 垂直转盘多工位离心铸造机

1—浇槽；2—铸型；3—单机；4—电动机；5—转盘；6—顶出缸；7—定位闸；8—转盘驱动缸；9—转盘轴；10—单机制动闸

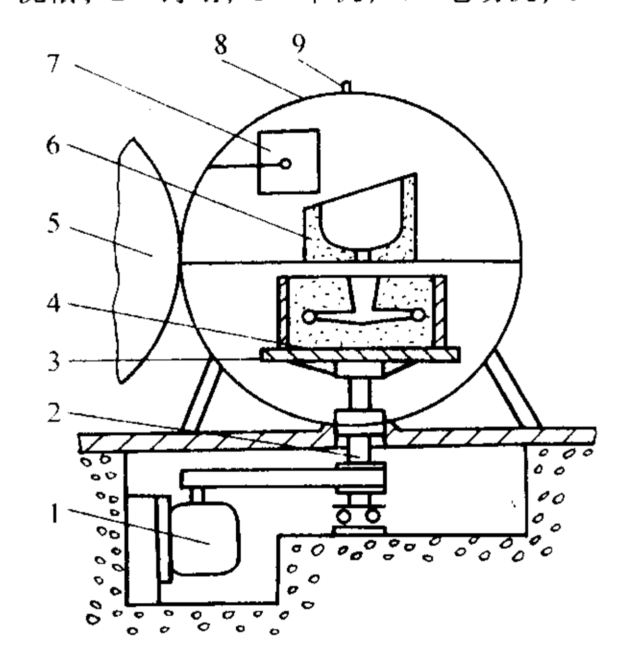


图 5.11-81 真空离心铸造机

1—电动机；2—主轴；3—转盘；4—铸型；5—封盖；6—浇斗；7—熔炉；8—罩；9—抽气孔

6 离心铸造双金属铸件

以两种金属（合金）结合为一体的双金属铸件，同时兼有两种金属的特性。离心双金属工艺分为双液体双金属工艺和固液双金属工艺。双金属铸件的结合层是通过相互熔合或界面扩散的冶金结合，均匀牢固，性能优良。离心双金属铸件种类较多，在此仅介绍几种。

6.1 离心铸造铸铁冶金复合轧辊

6.1.1 离心复合轧辊特点

冶金铸铁轧辊按工作层可分为硬面、半硬面和无限冷硬轧辊。以前冷硬法生产的硬面轧辊，白口工作层与灰口心部间存在麻口过渡层，它局限了白口层深度，减弱了心部的强度。20世纪50年代为消除这种轧辊的麻口层，出现了双金属复合轧辊工艺，用之较多的是冲洗法。此法主要问题是白口层不均和工艺出品率太低。从20世纪60年代初开始用离心铸造法生产复合轧辊。

（1）离心复合轧辊的特点

1）合金组织致密。工作层密度比常法（重力浇注）生产轧辊提高2%左右，见表5.11-31。

表 5.11-31 离心复合轧辊工作层密度 ρ

材质	离心 $\rho/g\cdot cm^{-3}$	常法 $\rho/g\cdot cm^{-3}$	ρ 提高/%
低合金铸铁	7.4	7.2	2.8
高合金铸铁	7.74	7.67	0.9
白口铸铁	7.8	7.55	3.3
高铬铸铁	7.6	7.4	2.7

2）组织均匀。工作层硬度变化小，从外向内硬度降落不超过5HS。

3）工作层厚度均匀。无论从径向和轴向其厚度均匀性都好于冲洗法。

4）力学性能好。合金轧辊工作层硬度可达70～90HS，a_k 值4～7 J/cm³。

5）结合层牢固。具有1～3 mm的熔合结合层，使用中不易剥落。

6）工艺出品率高。可达80%以上，大大优于冲洗法。

7）设备费用增加。与冲洗法比，增加设备，工艺较严格、复杂。

（2）轧辊辊身工作层材质

工作层材质有合金铸铁、半钢等（见表5.11-32），轧辊心部材质有灰铸铁、合金铸铁、球墨铸铁及铸钢等。轧辊常需退火、正火及回火等处理，降低残余奥氏体和残余应力，轧辊性能见表5.11-33。离心法与冲洗法轧辊相比，使用寿命可提高25%～100%。

表 5.11-32 离心轧辊工作层成分（质量分数） %

材质	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	硬度 HS	其 他
高合金	3.2～3.4	0.5～0.8	0.6～0.9	<0.1	<0.02	4.2～4.6	1.5～1.8	0.3～0.5	75～85	日本，热轧工作辊芯部合金铸铁
高合金	3.2～3.4	0.65～0.8	0.6～0.9	≤0.1	≤0.02	4.3～4.5	1.8～2.0	0.3～0.6	80±3	心部球墨铸铁
高铬	2.9～3.0	0.5～0.7	0.5～0.8	≤0.05	≤0.05	1.0～1.5	14～15	0.5～0.6	73～77	美国2030机 F_1-F_3
高铬	2.5～3.5	0.6～1.2	0.6～1.0	<0.05	<0.06	0.8～1.7	18～22	0.4～0.6	80～90	V0.2/0.8 心部灰铁
半钢①	1.5～2.0	0.3～1.0	0.3～1.0	≤0.05	≤0.05	0.5～1.5	0.5～2.0	0.2～0.7	45～55	日本，热带钢 F_1-F_3
高铬钢	0.7～1.4	0.7～1.5	0.2～0.8	—	—	0.3～1.2	8～14	0.7～1.0	60～63	δ=5%，心部低合金铸铁

① 实际是高碳钢。

表 5.11-33 离心轧辊工作层性能

材质	硬度 HS	σ_b/MPa	E/MPa	线胀系数 $\alpha/10^{-6}K^{-1}$	热导率/ $W\cdot(m\cdot K)^{-1}$
半钢	50 ~ 58	700 ~ 800	$(2.1 \sim 2.2)\times10^5$	12	31.4 ~ 35.6
高合金	60 ~ 80	400 ~ 500	1.7×10^5	9 ~ 11	18.8 ~ 23.0
高铬	60 ~ 90	450 ~ 550	2.2×10^5	13	18.8 ~ 23.0

6.1.2 卧式离心铸造复合轧辊

(1) 工艺过程

卧式离心铸造轧辊工艺，是将辊身冷型装在滚轮式离心机上浇注外层合金液，待凝固立即将冷型竖起组装底座和冒口型，充满心部铁液，其工艺流程如图 5.11-82 所示。

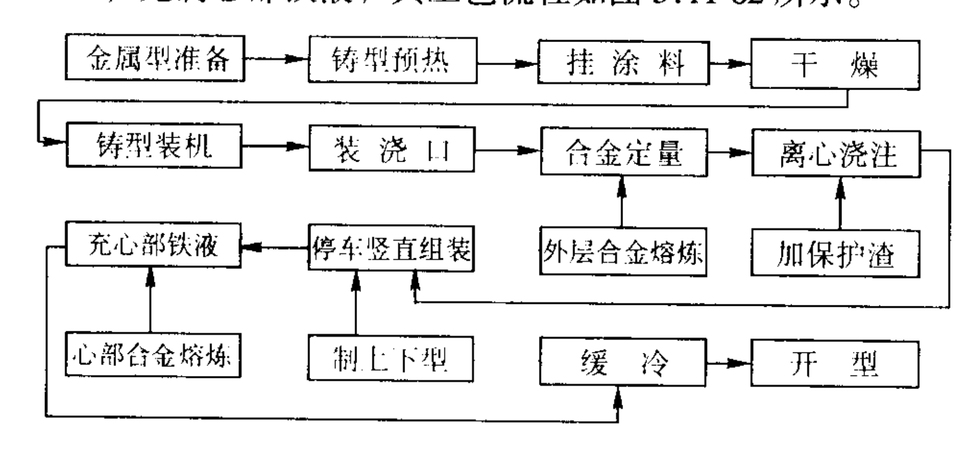


图 5.11-82 卧式离心铸造轧辊工艺流程

(2) 铸型

离心法的铸型与常法（重力浇注）的差异不大，铸型厚度见经验公式（5.11-65）。

$$\delta = (0.16 \sim 0.19)D + 100\ \text{mm} \qquad (5.11\text{-}65)$$

式中，δ 为铸型（冷型，铸辊身部分）壁厚，mm；D 为轧辊（辊身）直径，mm。

铸型的吊耳要求对称平衡，铸型材质以球墨铸铁为宜，用灰铸铁时应注意控制基体中珠光体的比例，铸型应存档实行退役制。

(3) 浇注系统

据轧辊特点，常用侧开口式浇管，布流面积大而均匀。浇口计算见本章 3.4。

(4) 涂料

冷型内表面涂料厚度为 2 ~ 5 mm。常用涂料见表 5.11-34。

表 5.11-34 轧辊用厚涂料组成（质量分数） %

序号	高铝粉	氢氧化铝	磷酸	聚乙烯醇	其 他
1	93	1.3	5.7	—	加适量水，挂涂
2	96	—	—	4	加适量水，挂涂

1 号涂料在配制时，先将氢氧化铝加入磷酸中，再加入同量的水充分搅拌加热至沸腾并保持 10 min 以上，反应获得〔$Al(H_2PO_4)_3$〕黏结液。配涂料时在定量的高铝粉中加入水，再加入黏结液，充分搅拌形成料浆。按涂挂法上涂料，涂料层需缓慢加热到 300 ~ 400℃，保温 8 ~ 10 h 后缓冷。

(5) 离心浇注转速

转速按式（5.11-28）计算，实践表明取 $G = 60 \sim 90$，轧辊可获得足够的致密度。启动时要缓慢加速，转速正常后浇注。

(6) 挂保护渣

为防止外层合金凝固后内表面氧化，在浇注后期随流加入保护渣，使其均匀敷在内表面。充填心部铁液后保护渣熔化浮集于冒口，使内外层冶金结合良好。保护渣应具备如下几点。

1) 在浇注条件下应熔点低于心部铁液。应有较低的黏度，易于分布在合金层的内表面。

2) 从挂渣到充心部铁液之前，保护渣黏度变化应平缓（见图 5.11-83）。

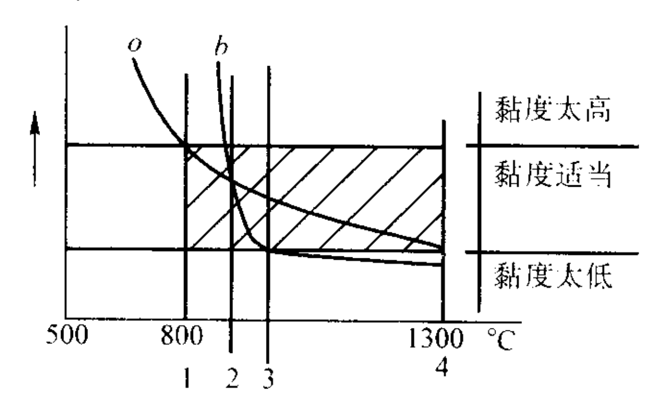


图 5.11-83 保护渣黏度变化

o、b—黏度；1、4—内合适；2、3—变化太陡

3) 保护渣的密度要小，不与合金液反应。

4) 常用的保护渣为北京玻璃研究所研制的 O 型渣，其组成（质量分数）：SiO_2 为 40% ~ 60%，(Al_2O_3 + Fe_2O_3) 为 5% ~ 15%，B_2O_3 为 5% ~ 15%，(CaF_2 + $NaSiF_6$) 为 1% ~ 6%，R_2O 20% ~ 40%，RO_2 2% ~ 15%。黄绿色，密度 2.5 g/cm³，熔点≤1 200℃，软化点 574℃，1 300℃时黏度≤1 Pa·s，所以在 1 200 ~ 800℃时黏度变化不大。保护渣粒度≤1 mm，渣的加入量按渣层厚 1.2 ~ 2 mm 计算。

(7) 充填轧辊心部铁液

外型凝固后，停车将铸型竖起，迅速在铸坑组装底座、冒口及浇斗，及时充心部铁液（见图 5.11-84）。这时外层温度控制在 1 100 ~ 1 000℃为宜，从停车到充心部铁液开始最好不超过 4 min。充心铁液温度 1 330 ~ 1 360℃。

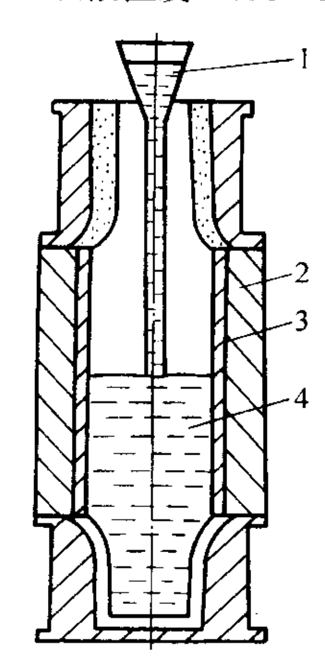


图 5.11-84 充填轧辊心部铸型组装

1—浇斗；2—冷型；3—外层；4—心部

(8) 卧式离心铸造轧辊工艺举例（见表 5.11-35）

表 5.11-35 卧式离心铸造轧辊参数

轧辊规格 (直径/mm) × (长/mm)	外层材质	外层厚度 /mm	冷型温度 /℃	铸型转速 /r·min⁻¹	浇注温度 /℃
ϕ760 × 1 700	高合金	≥35	150 ~ 200	400	1 330 ~ 1 400
ϕ650 × 1 700	高合金	60	200 ~ 230	490	1 360 ~ 1 410
浇注时间 /s	**浇注速度 /kg·s⁻¹**	**凝固时间 /min**	**装型时间 /min**	**辊身硬度 HS**	**辊颈强度 /MPa**
50	50	25	4	70 ~ 80	220 ~ 260
40 ~ 70	30 ~ 40	16 ~ 25	6	78	232

(9) 内外结合层不良缺陷分析

1) 特征 离心轧辊常出现的缺陷有：结合层不良、夹

杂、亮斑、裂纹及工作层厚度不均等，在此仅讨论结合层不良问题。复合轧辊的结合层应是良好的冶金结合，有一定成分与组织过渡层。如结合层不良，未形成冶金结合或存在层间异物，会影响其性能和使用寿命。通过探伤检验，发现结合层存在面积较大或部位较多缺陷时，可能视为不合格品。

2）原因　由于竖型及合型时间过长，造成外层温差偏低，致使层间未能很好结合；充心铁液温度过低，内外层间未能很好熔合或保护渣未能充分浮到冒口；充心速度过快，保护渣未充分熔化浮至液面。

3）改进措施　要据不同规格的轧辊严格控制铸型组装时间；充心铁液温度不可过低，灰铸铁温度应高于 1 330℃；充心时铁液上升速度不应过快，以使保护渣充分熔化和上浮；保护渣要有适宜的工艺性能，在充心条件下保护渣应有良好的流动性，既利于挂渣又利于上浮，防止其存留于结合层中。

6.1.3 立式离心铸造复合轧辊

（1）特点

立式离心浇注当前多用于铸造小型轧辊。立式离心法辊身工作层厚度差较大。但工艺简化，省去了紧张的装型过程。离心铸造机可设在地下，安全性好。但离心机较复杂，要求较高。

（2）铸辊立式离心机

铸辊立式离心铸造机可称高型立式离心铸造机，它关键是铸型装在离心铸造机上要保证与转轴同轴，转动平衡，一般铸辊立式离心铸造机如图 5.11-85 所示。在型筒顶部有定位压盖，筒外侧有支撑压轮，以控制摆动。有的在离心机底部装支承弹簧（见图 5.11-86），转动时可自动平衡。大型铸辊立式离心机转体过重，可设支承托轮（见图 5.11-87）。通过齿轮改变传动方向，传动带连接卧式电动机，启动顺利，维护方便。

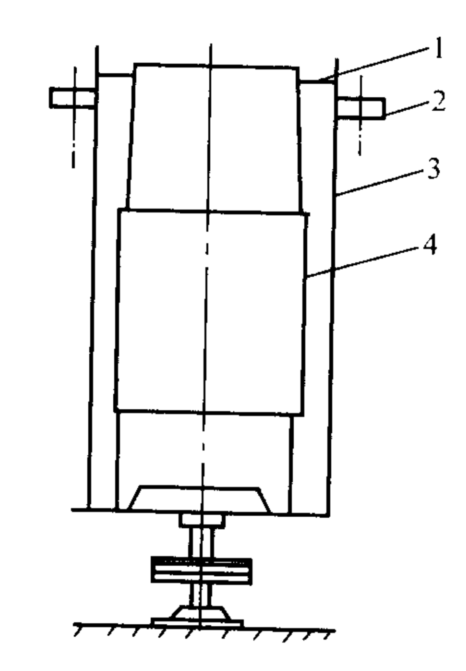


图 5.11-85　铸辊高型立式离心铸造机

1—压盖；2—压轮；3—型筒；4—铸型

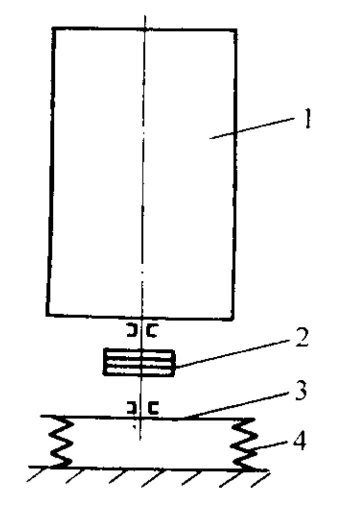


图 5.11-86　装支承弹簧的铸辊立式离心铸造机

1—型筒；2—带轮；3—底板；4—弹簧

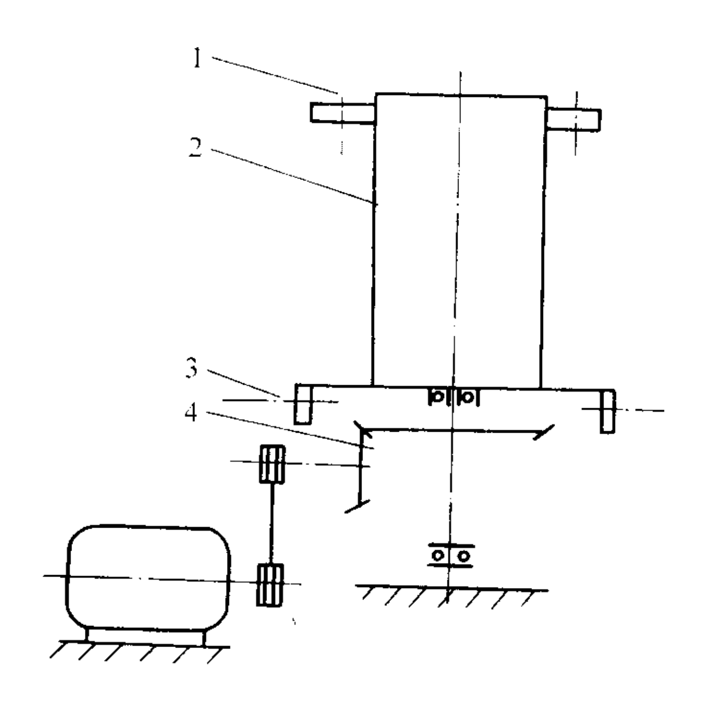


图 5.11-87　大型铸辊立式离心铸造机

1—压轮；2—转体；3—托轮；4—变向齿轮

（3）上下辊颈铸型

铁型（砂箱）各部位均需机械加工，应有较高的同轴度，止口装配要严密。铸型的砂层要均匀，其紧实度应比常法的高，以免胀箱。

（4）离心浇注工艺

1）浇注外层　由于存在壁厚差，转速可按式（5.11-29）计算。例：辊身高度 1 000 mm，辊径 ϕ340 mm，外层厚度要求 20 mm，确定出 R 为 15 cm，经计算壁厚差与转速见表 5.11-36。工作层壁厚差希望小者为好，通常不应大于 1 cm，大长轧辊由于设备所限，壁厚差可近 2 cm。从表看出浇注相同轧辊用立式法的转速要比卧式的高许多。

表 5.11-36　立式离心浇注轧辊转速与壁厚差

项目	Ⅰ	Ⅱ	Ⅲ	注
K/cm	0.5	1.0	1.5	卧式离心浇注此辊时，G 取 60，则 n = 598 r/min
n/r·min^{-1}	1 100	785	647	
G	203	103	70	

2）充填轧辊心部铁液。充填心部时外层合金可以是刚凝固状态，可比卧式法温度稍高。充填时转速可逐渐降低，浇到颈部时停止转动，而后点冒口。如铁液配合及时，充心时可不挂保护渣。

3）浇注工艺举例。浇注辊身外层见图 5.11-88。浇口为侧开缝隙式布流快。例：辊身(ϕ200～400)mm×(400～600) mm，

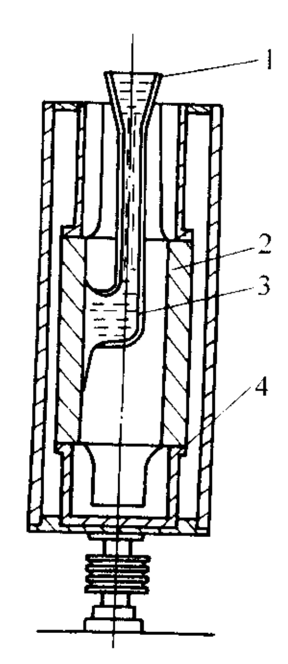


图 5.11-88　立式离心铸辊浇外层

1—浇管；2—冷型；3—外层合金；4—外筒

工作层厚度30~50 mm，外层材质为低合金铸铁，心部为灰铸铁。外层浇注温度1 300~1 350℃，转速700~800 r/min，充心时外层温度1 140~1 170℃，心部浇注温度1 250~1 300℃。

6.1.4 倾斜式离心铸造复合轧辊

倾斜式铸辊法，先将冷型和上下型按插口形式装好或将铸型装入型筒内，然后装在离心机上浇注外层合金，而后充心及竖起点冒口。日本曾用倾斜式离心铸造 ϕ800 mm × 1 700 mm的复合轧辊。

(1) 倾斜式铸辊离心铸造机

铸型的旋转中心与水平面夹角为15°~35°，多在20°左右。离心铸造机构造与滚轮式相似，后部增设一个顶头（见图5.11-89），顶头中心高度可调，顶头是运转灵活的钢球。托轮与铸型轨道的挡圈不得靠得太紧，以减少摩擦。离心铸造机应设在地坑内。

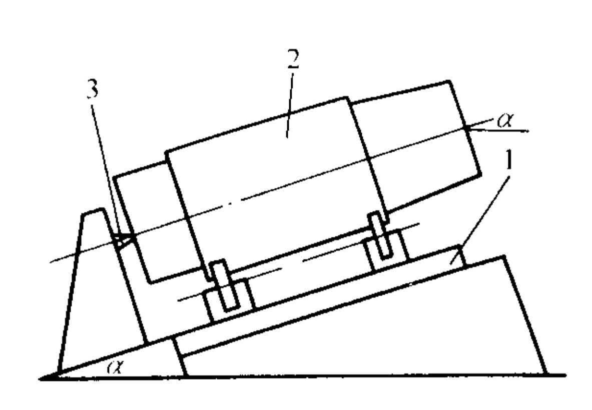


图5.11-89 倾斜式铸辊离心铸造机

1—机座；2—转体；3—顶头

(2) 浇注转速计算

浇外层和充心的转速都需计算。

1) 浇外层转速计算 见式（5.11-66）。

$$n = 422\sqrt{\frac{h\sin\alpha}{K(2R-K)}} \quad (5.11\text{-}66)$$

式中，h 为辊身型腔长度，cm；α 为铸型旋转中心线与水平面夹角，（°）；K 为外层壁厚差，cm；R 为外层上内半径，cm。

例：轧辊 h = 100 cm，R = 15 cm，α = 18°（sin18° = 0.309），计算出 K 与 n，见表5.11-37。看出，n = 519~683 r/min（G = 45~78），K 为0.7~0.4 cm较合适。可见与立式法相比，在 G 相近时，倾斜式 K 小多了。

表5.11-37 倾斜式离心铸辊 *K* 与 *n*

项目	1	2	3	4	5
K/cm	0.3	0.4	0.5	0.7	1.0
n/r·min⁻¹	985	683	612	519	437
G	162	78	63	45	30

2) 充心部铁液转速计算 充心部铁液顶部为旋转抛物面（见图5.11-90）。其轴长 y 可按式（5.11-67）计算。

$$y = \frac{v^2 R_z^2}{2g\sin\alpha} = \frac{0.01n^2 R_z^2}{1\ 962\sin\alpha} \quad (5.11\text{-}67)$$

式中，R_z 为抛物面顶内半径，cm；v 为合金液线速度，cm/s；其余符号同前。

充心时转速要降低。因为要按浇外层转速时 y 是很长的，如表5.11-37中 n = 683 r/min时，算得 y = 867 cm，这样铁液会从冒口喷出，必须据补缩需要确定冒口高度（其中 y），y 的底（O 处）与辊轴头应有10 cm以上的距离。则以 y 为基础计算充心时转速见式（5.11-68）。

$$n = \sqrt{\frac{y1\ 962\sin\alpha}{0.011R_z^2}} = 422\sqrt{\frac{y\sin\alpha}{R_z^2}} \quad (5.11\text{-}68)$$

式中，各符号同前

例：α = 18°，y = 50 cm，R_z = 8 cm，算得 n = 205 r/min。如在冒口顶部加上细管或用孔小的端盖，实际是减小了 R_z，可缩小 y。应注意端盖孔的半径至少要比 R_z 小2 cm。充心部铁液必须定量准确才能保证 y 值。

轧辊在旋转凝固过程中，由于倾斜角较小而不利于中心补缩，应在凝固完之前竖起用高温铁液点冒口补缩。

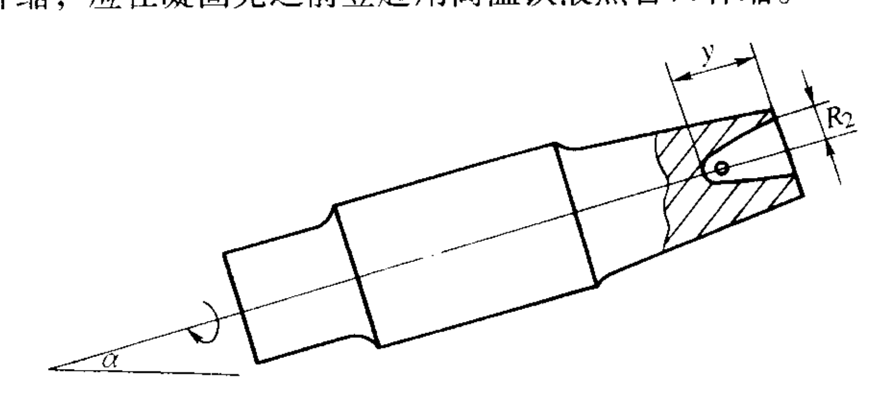


图5.11-90 倾斜离心铸辊充心顶部抛物面

(3) 离心浇注工艺举例

生产角钢和焊管等用轧辊，工作层厚度≥50 mm，硬度65~75HS，离心机 α = 15°，工艺参数见表5.11-38。试验表明轧辊使用寿命比半冷硬的提高一倍。

表5.11-38 倾斜离心铸辊浇注参数

规格/mm	浇外层 n /r·min⁻¹	浇第二层 n /r·min⁻¹	充心 n /r·min⁻¹	充心时外层温度/℃	机上空冷时间/min
ϕ360×450	800	1 000	300	1 140~1 160	3~5
ϕ270×140	1 000	—	400	1 140~1 160	3~5

6.2 离心铸造空心铸铁复合轧辊

6.2.1 离心铸造双金属辊套

(1) 特点

空心复合轧辊主要用于橡胶、粮食、石棉及制糖等工业。这类轧辊是铸成双金属辊套，中孔加工后装入钢轴（见图5.11-91）。辊套规格较多，外径180~1 300 mm，内孔60~1 000 mm，长度可达2 000 mm，外层厚度25~80 mm。外层材质常为白口铸铁、合金铸铁等，内层为孕育铸铁等。成分举例见表5.11-39。外层和内层铁液均在离心铸造机上浇注。

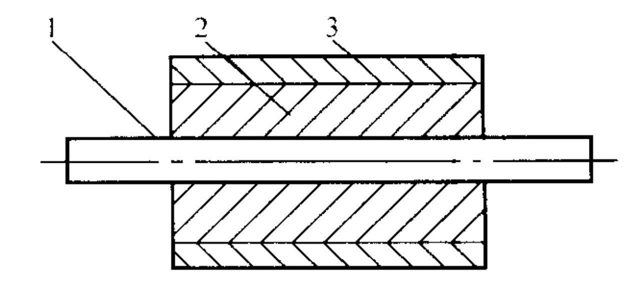


图5.11-91 装钢轴的复合轧辊

1—钢轴；2—内层；3—外层

表 5.11-39 铸铁复合辊套成分（质量分数） %

合金	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	其 他
白口铁	3.5～3.8	0.4～1.0	0.4～0.6	≤0.6	≤0.12	—	0.4～0.8	—	Be为0.005～0.03 脱花生用
低合金铸铁	3.5～3.7	0.4～0.7	0.3～0.6	0.4～0.6	<0.12	0.3～0.5	0.2～0.4	0.2～0.4	内层孕育铸铁 硬度68HS
高合金铸铁	3.2～3.4	0.6～0.8	0.6～0.8	≤0.06	≤0.06	4.0～5.0	1.6～1.8	0.2～0.4	内层孕育铸铁 硬度75～80HS石棉用
高合金铸铁	3.2～3.4	0.9～1.1	0.6～0.9	<0.10	<0.05	4.2～4.6	1.5～1.8	0.3～0.5	内层球墨铸铁 硬度≥80HS制糖用

（2）铸造工艺

1）铸型 铸型壁厚与辊套壁厚之比为1.1～1.8。铸型材质以球墨铸铁、合金铸铁为宜，毛坯要严格消除应力热处理，应实行档案管理。

铸型涂料多采用冷硬轧辊传统的水基炭黑薄涂料，也有的采用冶金离心轧辊的厚涂料，涂料厚度要均匀。端盖要注意避免造成轧辊端部冷却过快，温度不均出现裂纹。

2）转速 浇外层转速计算按重力倍数 $G=40\sim60$ 为宜。内层合金很厚时，在浇注过程中应逐渐加速，但有时内孔小而铸型外径较大，难以达到较高的转速，而且有时造成轧辊外圆转速过高，加剧裂纹倾向，这时浇注内层 G 可在30～40范围内，至少要保证最低转速。

3）浇注速度 浇注时应先大流布型后小流充填。有的浇外层时开始转速很低（$G<1$），当浇入1/3左右加大转速，有利于铸型温度均匀。浇内层时通常外层尚未完全凝固，浇口为缝隙式片流充填。浇速偏小，以防突然对外层加大负荷，同时也防止液层增厚过快、转速较低而产生淋落。浇注内外层间隔时间较短，可不挂保护渣。

4）冷却 轧辊浇完后在离心铸造机上要运转冷却20～50 min，到1 000～800℃时停车卸下铸型，自然冷却至黑色出件。也可停机后即出件，再在保温条件下缓冷。

（3）离心铸造辊套举例（见表5.11-40）

表 5.11-40 离心浇注复合辊套工艺参数

辊套规格/mm	外层材质	内层材质	铸型温度/℃	外层浇温/℃	浇外层转速/r·min⁻¹
φ250/φ80×800	白口铸铁	灰铸铁	90～200	1 310～1 340	650
φ400/φ250×1 455	高合金铸铁	球墨铸铁	200～400	1 350～1 380	450

浇内层间隔时间/s	浇内层外层温度/℃	内层浇温/℃	浇内层转速/r·min⁻¹	其他
40～60	1 180～1 230	1 250～1 310	800	薄涂料
60～120	凝固期间	1 320～1 350	—	涂料厚1～2 mm

6.2.2 离心铸造胖腔复合轧辊

胖腔轧辊是辊身内有两端缩小的圆筒形内腔（见图5.11-92），有较好的冷却条件。

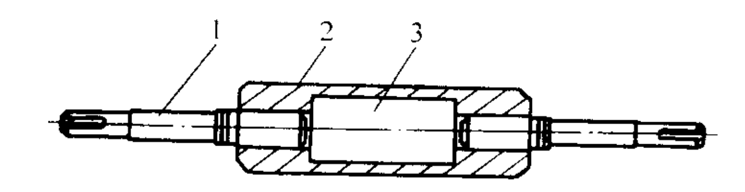


图 5.11-92 胖腔空心轧辊结构
1—钢轴；2—辊身；3—胖腔

为了形成辊身内空腔和两端的细孔，要在铸型两端装入空心挡板，挡板用12～20 mm厚的钢板或铸铁板制成，用撑杆将挡板与端盖相连（见图5.11-93）。浇入两层或一层铁液铸成辊身。而后从两端同时细流浇入辊颈处的铁液，待随机缓冷后出件。

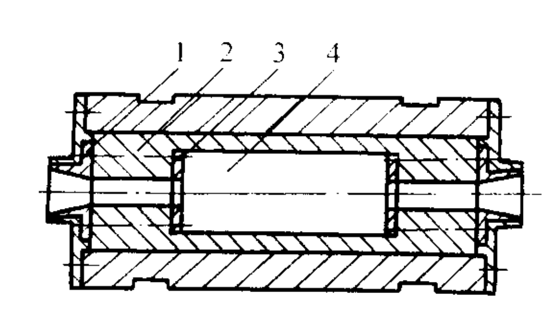


图 5.11-93 浇注后的胖腔辊铸型图
1—端盖；2—撑杆；3—挡板；4—胖腔

6.3 离心铸造钢背铜合金轴瓦

钢背铜合金轴瓦是在钢背套内衬挂一层铜合金，属于固液双金属工艺。此类轴瓦具有好的耐磨性、抗疲劳性及承载能力等。轴瓦材质有锡青铜和铅青铜两大类。

6.3.1 离心钢背衬锡青铜轴瓦

（1）特点

钢背衬锡青铜可制成各种轴瓦、轴套及螺母等，具有良好的力学性能和使用性能，见表5.11-41。广泛应用于各种机械中。钢背衬锡青铜工艺过程见图5.11-94。

表 5.11-41 锡青铜轴瓦性能

合金牌号	熔点/℃	σ_b/MPa	δ/%	硬度HBS	热导率 λ/W·(m·K)⁻¹	线胀系数 α/$10^{-6}K^{-1}$	摩擦系数 λ	pv/MPa·m·s⁻¹
ZCuSn5Zn-5Pb5	863	≥200	≥13	59～63	48	18.1	0.009	≤10
ZCuSn10P1	831	≥220	≥2	78～88	70	19.0	0.008	≤15
ZCuSn10Pb5	854	≥95	≥10	≥68	—	—	0.004 5	—

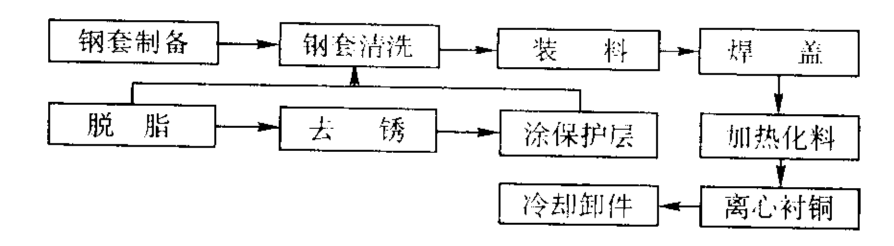


图 5.11-94 封闭式离心衬铜工艺流程

（2）钢背套制备

1）钢背套成形。封闭式衬铜是将铜料装在钢背桶内熔化和离心衬铜而成。其钢背套材质多为15～45钢管或锻造成形，经消除应力处理和机械加工成钢套。钢套外表面及两端留出加工余量，内表面加工要求 $R_a=6.3\sim1.6$ μm。上下盖由5～10 mm钢板制成。上盖有φ3 mm小孔。

2）钢背套清洗。首先去除油污，钢套在体积分数为20%～30%苛性钠的100℃溶液中浸5～20 min，取出钢套用50℃左右水冲洗净。

其次是去锈，钢套浸入体积分数为30%～40%的HCl溶液中2～10 min，取出后清水冲洗，其内表面应呈均匀的银灰色。再用3%～5%硼砂水溶液将钢套煮沸1～2 min。

钢套在120～200℃干燥炉中保温2 h，再在其内表面刷质量分数为30%～40%硼砂水溶液，厚约0.5 mm左右，上下盖同样处理，保持干燥防生锈。

（3）离心衬铜

1）装料　清洁的小块铜料定量装入焊好底的钢套内，加入料重0.05%～0.4%的磷铜和覆盖剂（质量分数为木炭50%＋硼砂50%），焊好上盖，装料钢套如图5.11-95所示。

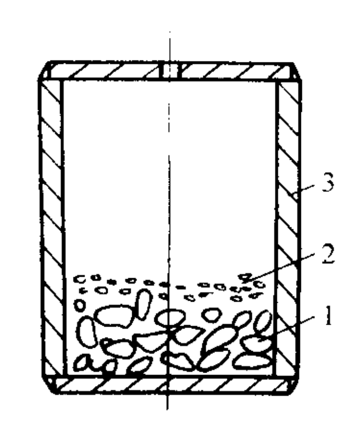


图5.11-95　装料的钢背套

1—铜料块；2—覆盖剂；3—钢背套

2）加热熔化　将装料钢套立于炉内，均匀加热到1 060～1 200℃，保温20～40 min。观察套盖小孔应冒出蓝色火苗。

3）离心衬铜　钢套从炉中取出迅速装在离心机夹具上（见图5.11-96），开离心铸造机。转速按$G=40～60$计算。钢套旋转20～60 s后水冷，喷水盒表面布满$\phi 2～0.5$ mm小孔，以呈雾状水冷却。水盒面积应包围钢套1/2～1/3周。水压不低于0.1 MPa。冷却至铜层凝固（外表600℃左右）可停水卸件。

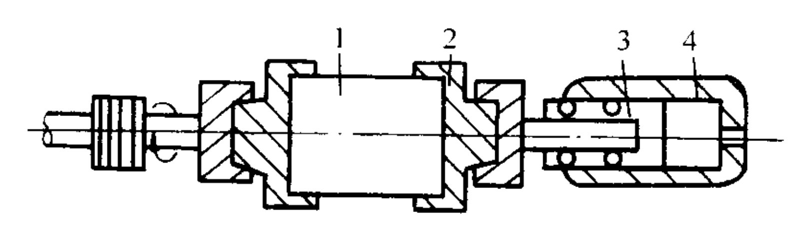


图5.11-96　红热钢套装在离心机夹具上

1—钢套；2—夹头；3—活塞；4—气缸

4）厚钢背离心衬铜工艺特点　大于15 mm厚的钢背套由于导热性较差，轴瓦易产生缩松。衬铜时应提高冷却强度，其工艺见表5.11-42。

表5.11-42　厚钢背离心衬铜工艺参数

项目	参数	项目	参数
出炉温度/℃	1 080～1 150	水冷时间/s	25～35
转速计算用 G	50～60	平均冷速/℃·s^{-1}	17～23
空冷时间/s	40～60	停水温度/℃	500～600

（4）结合层检验

铜层与钢背间应是牢固的冶金结合。但由于清洗不洁、温度不够等，可能局部结合不良。轴瓦应逐个检验。

1）经验检验　锤击钢套发出当当金属声为结合良好，如沙哑声视为结合不良。

2）压扁检验　切取30 mm宽的环状试样，在压力机上压下直径的1/3～1/2，检查结合面无开裂，视为结合良好。

3）结合强度检验　参照ISO 4386/2（1982）标准。试样从结合层加工出环状阶梯结合面，试样装入卡具中，测出最大载荷力，算出结合强度。

（5）主要缺陷分析

1）轴瓦铜层裂纹

① 特征　例$\phi 85$ mm×$\phi 110$ mm，钢背套13 mm，衬ZCuSn5Zn5Pb5青铜厚10 mm。内表面出现裂纹（见图5.11-97）。纵裂纹为直形，有的稍有弯曲，裂纹长20～60 mm，宽度从发纹到0.7 mm左右，表面颜色无异，从特征看属于冷裂。

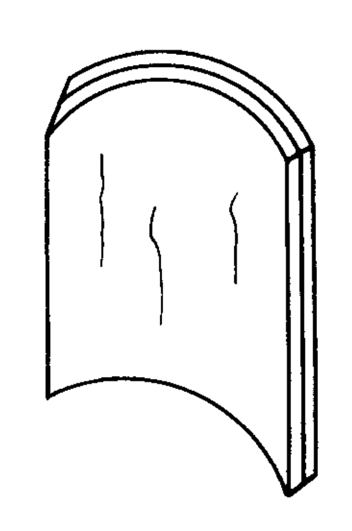


图5.11-97　铜层内表面裂纹

② 原因　铜合金刚凝固后，视铜层为两层，外层进入弹性状态而内层尚为塑性状态时不会出现裂纹。当冷至内层也进入弹性状态（580～600℃）而收缩受到限制，当径向收缩应力达到或超过这时铜合金强度极限时，即出现纵向裂纹。裂纹深浅不一，两端卡盘盖住处冷却较慢，未见裂纹。

③ 改进措施　经分析上述缺陷由于冷却过急和冷却终止时温度过低所致。在急冷过程中，当铜液降温和凝固期间可以快冷，当凝固以后应缓慢水冷，到600℃时停止水冷为宜。可控制空冷10～30 s，水冷速度7～12℃/s，至表面红黑色为止。

2）轴瓦铜层缩松

① 特征　缩松是厚钢背锡青铜常见缺陷。例：钢背套$\phi 150$ mm，厚18 mm，衬ZCuSn5Zn5Pb5青铜10 mm厚。装料钢套出炉温度1 140～1 200℃，冷却时间140～160 s。轴瓦加工后可明显看出缺陷处颜色不同，经放大观察可见一片或一条微观缩孔，有时出现不规则的小裂纹，缩松处尺寸为10～60 mm，可出现多处，当小孔连成一条兼应力集中而撕裂呈现不规则的裂纹。

② 原因　锡青铜凝固温度区间宽（200℃左右），糊状凝固易产生缩松。加之钢背套太厚，导热差，冷却较慢，致使顺序凝固不够，补缩不完全，便形成缩松。当温度不均时就形成局部缩松。

③ 改进措施　适当降低钢套出炉温度，钢套温度应力求均匀，适当加长空冷时间有助于温度均匀。加大冷却水压力，施行水雾冷却，冷速达17～23 ℃/s，从而保证顺序凝固补缩完全。

6.3.2　离心钢背衬铅青铜轴瓦

（1）铅青铜轴瓦特点

铅质量分数为10%～30%的青铜有良好的物理性能和使用性能，广泛用于精密机床上。铅青铜中软质点铅在摩擦受力时起润滑作用，其线速度可达8～10 m/s，承载可达30 MPa以上，轴瓦工作温度可达300℃。但含铅量高，力学性能较差，钢背铅青铜轴瓦有较好的抗疲劳性能和工作中精度稳定性，铅青铜轴瓦性能见表5.11-43。

轴瓦钢背套的处理与锡青铜轴瓦的相同，不再赘述。

表 5.11-43 铅青铜轴瓦性能

合金牌号	σ_b /MPa	δ /%	硬度 HBS	ρ/ $g\cdot cm^{-3}$	熔化温度/℃	热导率 λ/W·$(m\cdot K)^{-1}$	线胀系数 α/ $10^{-6}K^{-1}$	摩擦系数 μ
ZCuPb15Sn8	≥170	≥5	≥65	9.1	945	47	18.8	0.007
ZCuPb20Sn5	≥150	≥5	≥45	9.2	900	59	19	0.005
ZCuPb30	≥59	≥4	≥25	9.54	975	142	18.4	—

(2) 钢背铅青铜轴瓦外浇式工艺的铜合金熔化

钢背套的上端盖开出浇注孔。钢套和铜合金分别加热，便于控制钢套和铜液的不同温度，钢套的加热温度为 950～1 000℃，铜液温度控制在 1 100～1 150℃。外浇式能降低铜层中的含铁量，经检验封闭式的铜层含铁质量分数为 0.66%，而外浇式的铜层铁的质量分数仅为 0.12%。

(3) 离心衬铅青铜工艺

将熔化好的铜液浇入钢套中，迅速将其装在离心铸造机上，开车衬铜。铅青铜离心力偏析严重，通常用速冷工艺，使富铜晶体很快形成骨架，阻止铅偏析。原则上在凝固完（975～326℃）之前快速冷却，而在 500℃之前应急冷，喷水量加大，可向水管内加气压。500℃之后冷速可稍缓以减少裂纹。水冷前空冷一段时间利于渣物内浮。衬铜转速不宜高。衬铜工艺参数见表 5.11-44。

表 5.11-44 离心衬铅青铜工艺参数

铸型转速的 G	35～40	水冷时间/s	20～30
冷却水压力/MPa	0.15～0.2	冷却速度/℃·s^{-1}	30～50
空冷时间/s	10～20	停水时温度/℃	100～140

(4) 钢背铅青铜轴瓦缺陷分析

1) 铜层裂纹

① 特征 裂纹常呈弧状，裂纹深度距钢套内壁 0.5～2 mm，裂口处有氧化色，裂纹是较高温度状态下产生的。

② 原因 钢套在急冷过程中，当钢套温度已较低，收缩较小，由于铜层这时正收缩较大，收缩受阻，刚凝固的铜层产生了应力，应力超过其强度极限则产生裂纹，特别是 ZCuPb30 合金更易裂纹。

③ 改进措施 将钢套加热温度降低，使铜液在空冷时就已开始凝固，水冷后钢套和铜合金层的温度均下降较快，温差小，减少了应力和裂纹，外浇式分别加热，利于控制温度。

2) 铅青铜偏析

① 特征 在浇注较厚铸件时铅青铜离心力偏析甚严重。在轴瓦中钢壁外层 Pb 量偏高，其偏析率常达 15%以上。

② 原因 在铅青铜凝固过程中由于富铅相液体的密度相对较高，在离心力场下偏析加重，并合金凝固温度区间很宽，增加了偏析的机会，所以偏析严重。

③ 改进措施 可降低浇注温度和浇注转速，减少空冷时间等。加入添加物增加结晶核心，可有效地阻碍偏析，如加入质量分数为 1.0%～2.5% 的 Sn，对减少偏析有一定作用并利于铅的分布；加入质量分数为 1.5%～2.0%混合稀土或 2%左右的硫化铅，对防止偏析也有较好效果。

6.4 离心铸造钢背锡合金轴瓦

(1) 特点

锡基轴承合金又称巴氏合金（美 Babbitt，1939 年专利），是性能优良的传统轴承合金，其成分与性能见表 5.11-45。锡基合金轴瓦有好的使用性能、摩擦因数 0.005 左右，pv 值达 200 MPa·m/s，工作温度在 150℃以下。锡合金力学性能较差，必须制成钢背双金属轴瓦，广泛应用于各种发动机上。外浇式钢背锡基合金轴瓦工艺过程见图 5.11-98。钢背套制备与锡青铜的相同。

表 5.11-45 锡合金成分与性能

合金牌号	w(Sb) /%	w(Cu) /%	σ_b /MPa	δ /%	硬度 HBS	ρ /$g\cdot cm^{-3}$	熔点 /℃	线胀系数 α /$10^{-6}K^{-1}$	热导率 /W·$(m\cdot K)^{-1}$	抗压屈服 $\sigma_{0.2}$/MPa
ZSnSb11Cu6	10～12	5.5～6.5	88	6	30	7.38	240	23	33.5	80
ZSnSb8Cu4	7～8	3～4	74	10.6	24	7.3	241	23.2	38.5	42
ZSnSb4Cu4	4～5	4～5	63	7	22	7.34	223	—	50.2	29
ZSn12Pb10Cu4	11～13	2.5～5	83	—	24	7.7	217	—	50.2	37w(Pb) = 9%～11%

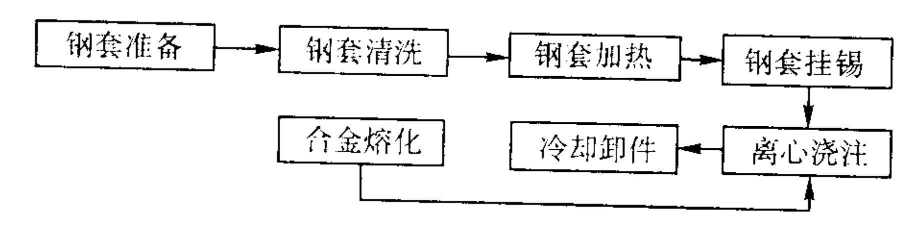


图 5.11-98 离心衬锡合金轴瓦工艺过程

(2) 钢背套挂锡

为使锡合金与钢套之间结合牢固，两者间要形成连续的成分逐渐变化的过渡层，Sn 与 Fe 形成 FeSn 或 $FeSn_2$，锡层应薄而均匀。

浸入法挂锡，在不需挂锡的钢套外表面涂上保护层（滑石粉 + 水玻璃 + 水）。在洁净的钢套内表面涂饱和 $ZnCl_2$ 水溶液，以防其表面氧化。将钢套预热 200～250℃，再在表面涂 $ZnCl_2$ 溶液，使锡容易挂上。

将纯锡熔化，在 300～340℃保温，将钢套浸入锡液中，待锡液停止冒泡时将钢套提出。正常的挂锡表面呈银白色，亮如镜，如有黑斑，说明钢套清洗不洁而致。可在黑斑处涂 $ZnCl_2$ 溶剂，重新挂锡。如挂锡表面呈黄色或蓝色，说明锡温偏高，应调温重新挂。

大型钢套可涂挂法挂锡，钢套预热到 300～350℃，涂 $ZnCl_2$ 溶剂，用锡条在表面涂抹，使其均匀敷于表面。

(3) 离心衬锡合金工艺

挂好锡的钢套迅速装在离心机上浇注锡合金液，装套卡具亦应适当预热。为减少合金偏析，铸型转速不宜高，可按 G = 30～45 计算。浇注后快速冷却以防缩松和偏析，当温度到固相线以下（200℃左右）停止水冷。浇注工艺参数见表 5.11-46。

表 5.11-46 离心钢背衬锡合金工艺参数

合金牌号	钢套温度/℃	浇注温度/℃	空冷时间/s	水冷速度 /℃·s^{-1}
ZSnSb11Cu6	200～250	400～450	2～5	30～50
ZSnSb4Cu4	200～250	380～420	2～5	30～50

6.5 离心铸造钢和铸铁复合缸套

(1) 特点

钢铁复合缸套是勘探和石油钻井泥浆泵所用，消耗量较大。缸套在工作中缸壁受泥浆介质强烈摩擦和承受很大的工作压力。所以缸套外层采用碳钢如 ZG 230—450，内层采用高铬抗磨铸铁，如 KmTBCr15Mo 等，铸态硬度达 50～58HRC。缸套外形尺寸为 ϕ215 mm × 410 mm，内孔范围 ϕ140～170 mm。原此类缸套为分别铸出内外套经加工后装配而成，工艺繁杂，效益低下。近年来采用离心铸造液-液双金属复合工艺，取得较好的使用效果和经济效益。

(2) 离心铸造复合工艺

由两台中频感应电炉分别熔化碳钢和高铬铸铁。在悬臂式离心铸造机上浇注，铸型挂厚涂料，浇注中要加界面保护剂。计算铸型转速时，浇外层按 $G=40～50$，内层时的 $G=50～70$。浇注参数见表 5.11-47。

表 5.11-47 钢和高铬铸铁复合缸套离心浇注参数

项目	参数	项目	参数
缸套内孔径/mm	150、160	内外层间隔时间/s	25～35
铸型工作温度/℃	200～300	内层浇注温度/℃	1 380～1 400
外层浇注温度/℃	1 540～1 580	内层浇注转速/r·min⁻¹	870～950
浇外层转速/r·min⁻¹	650～700	出型温度/℃	900～800

(3) 主要缺陷分析

1) 缸套外层裂纹

① 特征　常是纵裂纹，有时经粗加工后才发现。裂纹基本为直条状，有的长达 200 mm，宽度约 1.5 mm 左右，属热裂纹。

② 原因　由于离心压力对刚凝固的碳钢层形成拉应力，见式 (5.11-69)。这一应力当超过合金在该温度时的强度就可能形成裂纹。

$$\sigma=\frac{p_L R}{t} \qquad (5.11\text{-}69)$$

式中，σ 为凝固层受的拉应力，N/cm^2；p_L 为离心压力，N/cm^2；R 为铸件内半径，cm；t 为凝固层厚度，cm。

③ 改进措施　离心铸造机在浇注条件下不得有振动；转速不宜高；铸型不宜过薄；涂料层厚度要均匀。

2) 内层缸套夹杂

① 特征　在内层经加工后显露出夹杂缺陷，夹杂处呈片状或条状，有时一个缸套内可存在几处。

② 原因　实际观察表明，是在两层间界面处的渣物未浮到内表面之故。

③ 改进措施　浇注内层时应适当提高温度；浇内层转速不宜太低，力求较大的浮动力；可加界面保护剂，使渣物与其熔为一体，将渣物携浮到内表面。

7 离心铸件典型缺陷分析

离心铸造生产中，产量较大的几类产品常见的主要缺陷在此加以讨论（双金属件的缺陷分析含本章 6 中）。

7.1 锡青铜铸件缺陷分析

锡青铜具有悠久的历史。它有较好的耐磨性和力学性能，是传统的耐磨材料，可以制造中、大型单体轴瓦、轴套等，应用广泛。由于锡青铜的凝固特点在铸造中所引发的主要缺陷说明如下。

7.1.1 锡青铜气孔

1) 特征　锡青铜离心铸件气孔较为普遍，典型的气孔形态分三种：穿透型喇叭孔，非穿透型喇叭孔或称半喇叭孔和豆皮孔（见图 5.11-99）。

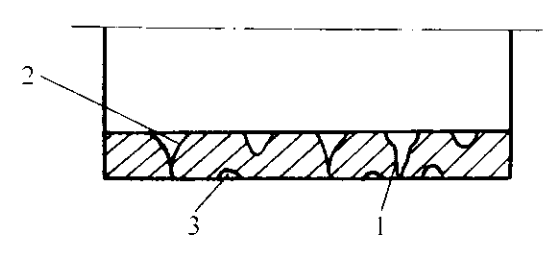


图 5.11-99 锡青铜气孔

1—喇叭孔；2—半喇叭孔；3—豆皮孔

2) 原因　生产中 ZCuSn10Pb1、ZCuSn10Zn2、ZCuSn10Pb5 及 ZCuSn5Pb5Zn5 等容易产生气孔。由于这些合金的结晶温度区间大，呈现糊状凝固状态。有气体接触时就容易浸入合金中，而凝固生成的多分叉树枝晶阻碍气体的顺利逸出，从而导致喇叭形气孔的形成。

气孔形成过程是复杂的，可大体描述如下：在金属型壁（或型壁与合金液之间）有气体存在或形成气泡，温度升高时体积增大，当受到限制时其压力增大，当超过合金液的压力时，则气泡浸入合金液内部。在离心力场浮动力作用下气泡向内层浮动。另一方面，由于合金液中的初生晶体及合金液的黏性对气泡内浮形成阻力，此阻力在铸件外层最大，越向内越小，气泡通过阻力向内层移动并逸出。在气泡由外向内移动过程中，由于离心压力的减小和温度的升高，气泡体积逐渐扩大，合金沿着气泡的边缘凝固，所以就形成了穿透型喇叭孔。若气泡穿过合金层阻力逸出后，刚凝固的合金层在大的离心压力作用下又熔合在一起，就形成半喇叭孔。当气体的压力小于合金的阻力时，气泡不能浸入合金中，就在铸件外表面形成半豆状豆皮孔。

3) 改进措施　金属型壁适当加厚，铸型与铸件壁厚比可在 1.4～2.0，以提高凝固速度。铸型要充分预热干燥，铸型工作温度为 40～90℃。涂料要不发气，要充分干燥。浇注速度要适当加大。铸型转速可适当高些，G 可在 60～100 范围内，以提高离心压力。

7.1.2 反偏析

1) 特征　在锡青铜铸件表面渗出灰白色颗粒，俗称锡汗（富 Snδ 相），铸件加工后表面常见到灰白色小点，严重影响铸件质量均匀性。上述反偏析是区域偏析的一种，它与正偏析相反，在先凝固的外层含较多的低熔点锡，由外向内含锡量逐渐减少，严重时这种偏析层深度可达 30 mm。

2) 原因　反偏析的形成是由于锡青铜结晶温度范围宽，凝固区域大，后凝固的低熔点富 Sn 熔液被分隔包围于枝晶间，同时由于氢的析出将富 Sn 相推向枝晶间隙中心，加之刚凝固的铸件表面层薄而松软，随着铸件开始收缩，迫使富锡熔液沿枝晶间孔隙向外挤出至铸件表层或表面，离心浇注下加重了这一现象，凝固后成为锡汗。

3) 改进措施　加大合金冷却速度，相当于使合金液凝固区间变窄。铸件出型温度不宜高，使其有相当厚的凝固层时的较低温度出型。

7.2 铸铁缸套缺陷分析

铸铁缸套是各种发动机上的易损耐磨件。它承受剧烈摩擦和热应力，要求缸套具有好的耐磨性，适当的硬度和强韧性。要求缸套有严格的金相组织，其材质常采用低合金灰铸铁。离心铸造中常采用金属型厚涂料工艺。生产中常出现的主要缺陷说明如下。

7.2.1 缸套组织过硬

1) 特征　这里指的是缸套局部或有时组织过硬，其硬

度可达300 HBS以上，组织中游离渗碳体增多，甚至出现麻口或白口。

2）原因 主要是离心浇注时激冷作用过大，冷却快而不均匀。

3）改进措施 降低涂料的导热性可减少激冷强度，涂料厚度要均匀。浇注温度不应过低，控制在1 300～1 360℃。孕育处理是防止组织过硬的有效措施，可细化其晶团，提高组织的均匀性。生产中常用硅铁、硅钙或硅钡等制成2～5 mm小块进行炉前孕育。其次是涂料孕育，由于硬层常出现在靠型壁处，用涂料孕育是简捷方法，将粉末孕育剂加少量黏结剂，涂刷在厚涂料层表面，浇注后起孕育作用。缸套冷至950～800℃出型后放在保温坑中缓冷自退火，使组织软化。

7.2.2 反白口

1）特征 在缸套凝固较晚处出现的白口为反白口组织。它使性能不均，降低强度和韧性，恶化加工性。反白口出现在缸套壁较厚的内层，呈现出密集块状或点状硬块。其组织为莱氏体，也有以复合物的形态存在，由A型、B型石墨区直接变为这种组织。反白口试块必须加热到960～980℃保温15 h以上才能转变为灰口组织，而一般白口试样在900～920℃保温1.5 h就能转变为灰口，可见两者是不同的。

2）原因 经检验反白口成分见表5.11-48。

表5.11-48 缸套成分（质量分数）对比 %

编号	取样	C	Si	P	Mn	S	Mn/S
1号套	大块反白口	3.416	1.631	0.131	0.592	0.120	4.93
2号套	小块反白口	3.414	1.74	0.129	0.698	0.096	7.23
3号套	正常处	3.44	1.942	0.134	0.878	0.070	12.54
4号套	反白口处	3.30	1.54	0.115	0.555	0.157	3.53
4号套	正常处	3.34	1.80	0.190	0.741	0.081	9.13

反白口处一般Si偏低，但也有不低的，可见不是基本原因。Mn/S值与反白口有明显关系，Mn/S越低反白口越严重，Mn/S＜6时出现大块反白口。块状反白口边缘及细小反白口部分都分布在共晶团边界。说明反白口部位凝固点低，该部位还聚集着夹杂物。在反白口处形成了低熔点的富铁硫化物，在铸铁结晶时以液态存在分布于共晶体边界吸附其上，阻碍碳扩散，阻止了石墨晶核的生长，它与奥氏体及Fe_3C形成低熔点三元共晶体。

3）改进措施 应尽量降低S，应w（S）＜0.1%，应w（Mn）/w（S）≥10，应w（Si）≥1.7%。

7.2.3 缸套夹渣

1）特征 夹渣物很小，常在缸套的内表层精加工后脱落，形成小于0.5 mm的微孔缺陷。

2）原因 经检验夹渣主要为硫化物及其他微小渣粒，在离心浇注中未能完全浮至内表面而存于缸套中。

3）改进措施 要尽量降低铁液含硫量。其次是对铁液进行精炼，提高夹渣从铁液中排除的能力。如加入高效精炼剂，见表5.11-49。精炼剂是在浇注时随流均匀加入的，加入量为铁液重的0.8%～1.2%。GJB精炼剂主要组元熔点较低，有的产生放热反应，促使低熔点组元熔化，在铁液中润湿熔渣和硫化物等，将其吞噬掉。实际上增大了夹渣的体积，同时浮出的溶剂层覆盖在缸套内表面起保温作用，延缓内表层凝固，可使后续内浮的夹渣能不断转移到熔剂中去。

表5.11-49 GJB精炼剂组成（质量分数） %

种类	Fe_2O_3	$NaNO_3$	Al	ReSiFe	CaF_2	$NaSiO_3$	$N_2O\cdot2B_2O_3$	Sb
GJB-Ⅰ	5～25	5～25	5～25	5～30	5～25	5～25	5～30	0～5
GJB-Ⅱ	0～15	0～20	0～15	5～30	5～30	5～30	5～30	0～5

7.2.4 带状偏析

1）特征 在较大的含硼缸套中易出现带状偏析，又称云斑。缸套较厚处或浇口的一端经加工后在端部靠内侧发现弧状白圈，短者几厘米，长者可一周，它稍有突起并较硬。内孔加工后显示出明黑相间云状弧形条纹，称之云斑。云斑内层常出现疏松。经检验白口圈为含硼复合物的聚集，此处基体基本是珠光体，石墨细小，层状偏析处B、P、C、Mo及Cr等偏高（见表5.11-50）形成低熔点共晶体。

表5.11-50 缸套层状偏析成分（质量分数） %

件号	部位	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	B
1号套	正常处	3.5	2.0	0.8	0.4	0.04	0.30	—	0.06
	偏析处	3.8	0.6	1.2	1.9	0.2	0.90	—	0.30
2号套	正常处	3.38	1.8	0.77	0.17	0.08	0.19	0.36	—
	偏析处	3.5	1.6	1.1	0.74	0.06	0.36	1.05	—

2）原因 离心浇注缸套时，凝固从外表向内推进，当缸套较厚时浇注后一定时间，内表面也开始凝固，这样在凝固层交界处即最后凝固部位留下了低熔点共晶体即层状偏析。说明凝固速度缓慢，出现了选分凝固，使B、P、C、Mo及Cr等向最后凝固处聚集。

3）改进措施 提高冷却速度加大顺序凝固（如提高铸型冷却强度，提高铸型导热性能等）。浇注温度不宜高。转速可适当提高使偏析层尽量内移。

7.2.5 石墨漂浮

1）特征 在铸造较厚大的灰铸铁缸套时易发生石墨漂浮。如壁厚大于30 mm的缸套，材质为HT200。在缸套内表层显出颜色较黑，其组织疏松，石墨聚集而粗大，经加工后石墨脱落留下了小孔洞。

2）原因 铁液中碳当量偏高，在离心力场中碳、磷等偏聚加重，局部出现过共晶体成分，加速石墨粗化及部分共晶石墨共同浮向内层，并凝固缓慢，有双面凝固现象。

3）改进措施 控制铁液碳当量，适当成分可为w（C）＝3.1%～3.3%，w（Si）＝1.4%～1.7%，w（Mn）＝0.8%～10%，w（P）＝0.2%～0.4%，w（S）＜0.1%。铸型转速不宜高，G在40左右即可。浇注温度以1 260～1 280℃为宜。内表面最好挂保护渣以利于克服双面凝固。

7.3 铸铁管缺陷分析

铸铁管应用广泛，种类较多，产量很大。在此讨论的主要是球墨铸铁压力管，当前小中型球墨铸铁管主要采用冷模离心铸管法生产。常出现的主要缺陷说明如下。

7.3.1 螺旋冷隔

1）特征 在冷模法离心铸管中常见在铁管的外表面有连续或不连续的近似螺旋线分布的冷隔（见图5.11-100）。

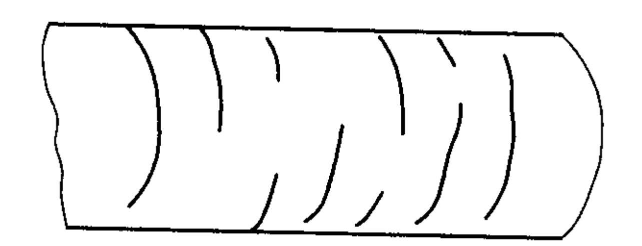


图5.11-100 铸铁管外表面螺旋冷隔

冷隔处铁层之间没有熔合，留有缝隙，它使实际管壁变薄。严重者可在试压中沿冷隔边缘渗水。

2）原因 离心浇注时由于浇槽与铸型相对移动，在铁液落下处有较大的后铺返流存在。冷隔基本是返流层与后铺上的铁液未熔合而形成的。在浇注温度偏低时再加之铸铁为非共晶成分则容易凝固，与后铺铁液温差大而未熔合；当铸型温度偏低时（如100℃以下）对铁液激冷大，使返流层很快凝固而未熔合；铁液中非金属夹杂物多及铁液氧化较严重时，在返流表面夹杂物及氧化物（如 FeO、SiO_2 等）较多、熔点较高，易与后续铁液不熔合形成冷隔。而在冷隔处微观上再形成毛细孔则造成渗漏。

3）改进措施 加强铁液精炼及除渣处理。浇注温度应高于1 310℃，浇注速度要均匀。应控制铸型工作温度，铸型转速不宜高，尽量减少返流宽度，增加返流层厚度，使返流冷却缓慢，有利于铁液层间熔合。

7.3.2 夹渣

1）特征 冷模法离心铸造球墨铸铁管，常在管壁中间及内外表面存在夹杂物。它不仅局部削弱了管壁，而且易形成针状气孔造成试压渗漏。夹杂物常以团状敷料粉、铁豆及熔渣等形貌黏附在管体外表面，其粒径常为 $\phi1 \sim \phi5$ mm，有的更大些。在管内表面常以耐火材料及熔渣等形式存在。

2）原因 夹渣物主要来源于铁液中的渣物及浇注系统中杂物随铁液卷入铸型内。浇注是铁液呈螺旋环状轴向移动充填的，从径向看基本是同时凝固，实际表明铁液内的渣物很难浮到管壁内表面。管体外表面的渣物下面如伴随出现小孔道（见图5.11-101），孔道周围导热性下降使凝固缓慢，产生微观缩松及形成毛细孔，致使试压渗漏。

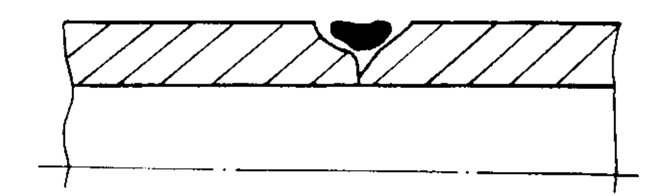


图5.11-101 管壁外表渣物下的微气孔

3）改进措施 严格净化铁液，减少夹渣，球化剂中稀土含量要尽量低，防止二次氧化和外来杂物进入。敷料、涂料发气量要小。浇槽位置应适当而稳妥，防止小股铁液逸出产生铁豆，浇槽出口位置应保证铁液流与铸型壁相切以减少飞溅。

7.3.3 气孔

1）特征 冷模法铸管的气孔多数出现在铸型内表面锤击麻点坑的相应位置。孔的形状呈长梨形，孔径约1～1.5 mm，孔深约2～3 mm，孔尖端细小延伸较深，有时可穿透管壁，试压时可能渗水。经检验孔洞内表面粗糙，含有夹杂物。气孔的形貌主要为侵入性气孔特征，也有渣气孔的特点。

2）原因 铸型内表面有油污，主要是修型及打麻点的残留物，浇注后产生气体侵入管内。型内表面有铁锈，浇注后会产生气体。长期使用的铸型内表面有网状龟裂纹，浇注后缝隙内气体膨胀侵入管内，有时喷敷模粉不均匀未能均匀地覆盖型内表面，使麻点暴露出来，致使气体侵入管内。铁液中加入有锈废钢、存在稀土氧化物等，可引发或加重气孔产生。铁液浇注过程中混入气体，如浇槽和定量包干燥不良产生气体，浇注不规范致使液流混入气体等而引起气孔。

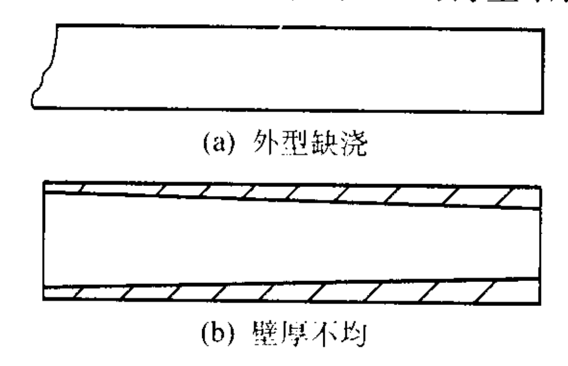
3）改进措施 概括地说要控制各工艺环节。铸型修后初次用前要加热除净油污，有锈的铸型应喷丸、喷除锈剂等处理，型内表面网状裂纹较多时应修磨，严重时不应使用。模粉粒度要均匀，要彻底干燥，敷粉分布要均匀。铁液要严格净化控制，除净熔渣。浇注装置要彻底干燥，浇口位置要适宜。

7.4 钢管缺陷分析

离心铸造钢管品种规格繁多，主要应用于冶金、化工、机械及电力等，如辐射管、裂解管、炉底辊、炼镁罐、滚道辊等。它们要求较高的耐热、耐蚀、耐压等性能，质量与尺寸要求严格。其材质多采用高、中合金钢。生产中薄涂料和厚涂料工艺均有应用。现将常见主要缺陷说明如下。

7.4.1 充型不完整

1）特征 离心浇注合金钢管中，充型不完整有两种形态，一是外型缺浇，管子未达到尺寸形状；二是管子壁厚不均，在浇注的彼端壁较薄（见图5.11-102）。这种缺陷常发生在壁厚小于8 mm，长径比大于15的薄壁细长管子中。



(a) 外型缺浇

(b) 壁厚不均

图5.11-102 钢管充型不完整

2）原因 由于管子长而管壁薄，在离心浇注中钢液层薄、轴向推进太慢，尚未充填完整钢液已开始凝固，则充填不到位。

3）改进措施 提高钢液的充填能力。它与浇注温度、铸型转速、浇注速度及铸型温度等因素有关。提高浇注温度可提高钢液流动性，增加铸型转速可提高离心压力及钢液推进速度，从而提高充填能力。如某钢管 $\phi108$ mm × 1 500 mm，壁厚7 mm，其端部缺浇和壁厚不均都曾发生过。在适当提高浇注温度基础上提高了铸型转速，使重力倍数 G 达到75左右，获得了满意的效果。

7.4.2 表面气孔

1）特征 在钢管表面局部存在气孔，气孔直径为0.2～2 mm，深度0.3～2 mm，气孔密度约为2～12个/cm^2，呈现一片片的气孔区域，见图5.11-103，有时一根管子上存在几片。

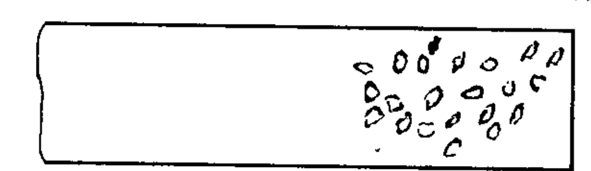


图5.11-103 钢管表面气孔

2）原因 气孔是由涂料产生的侵入性的气孔。钢液浇注后涂料在高温下发生气体，当气体形成较大压力时就进入钢管表层，这时钢液已处于或接近半凝固状态，气体不能穿过钢层而逸出，就存留于钢管表面形成气孔。由于钢液温度高，从涂料激发出的气体较多，涂料层容气量有限，铸型壁又无排气孔，所以离心铸造钢管中易产生气孔。

3）改进措施 防止气孔的关键环节是减少涂料发气量，有效的办法是将涂料中占比重较大的耐火骨料经高温焙烧脱掉结晶水，试验表明涂料发气量小于5 cm^3/g时，一般不会产生气孔。黏结剂和悬浮剂在可能条件下尽量少加，铸型涂料层要充分干燥，使黏结剂达到一定程度的脱水以减少发气量。

7.4.3 钢管表层夹砂

1）特征 钢管表面局部出现粗糙麻面并稍有突起，粗糙麻面有清晰的周边轮廓，严重时成为环带状。当去掉粗糙的钢层表面，可见存在其中的涂料层（见图5.11-104）。夹砂部位经1～3 mm加工可去掉，但它严重影响铸管外表质量，如非加工钢管就可能报废。这种缺陷多出现在挂涂料的钢管上。

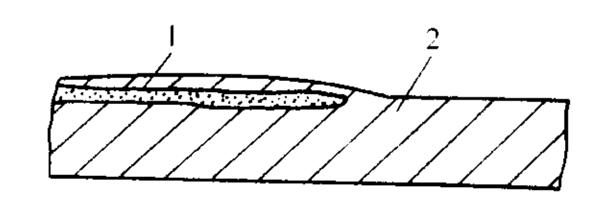


图 5.11-104 钢管表层夹砂

1—夹入的涂料层；2—钢管壁

2）原因 主要由于涂料层组成不均、存在分层现象，当干燥后有裂纹或浇注时发生裂纹，钢液钻入涂料层下面将涂料层夹在中间所致。涂料分层现象的形成主要是由于挂涂料时涂料在型内混合时间不够，未达到均匀黏稠状态便加速涂挂，致使密度较小的黏结剂多浮向内表面，形成中间低强度层的分层现象，在加热干燥时出现裂纹甚至有翘起现象。

3）改进措施 涂料入型前要充分搅拌，严格控制涂挂时铸型的温度，铸型较长时涂料导入要均匀。涂料在型内要滚动混合均匀和达到足够黏稠，涂挂时转速不宜过高。铸型烘干时应缓慢加热以防涂料层产生裂纹。

7.4.4 裂纹

1）特征 在此仅讨论发生较多的横裂纹。裂纹多靠近管子一端，裂纹有时穿透管壁，严重者管子出型时就断开了。

2）原因 这是一种在较高温度下的裂纹。当钢管两端出现飞刺或喇叭头时，合金凝固后收缩受到阻碍，由于合金钢收缩率大，高温强度低，形成裂纹。

3）改进措施 涂料层在铸型轴向厚度要均匀，挂涂料时端盖处不得有涂料浆漏出，避免产生飞翅，在铸型两端靠端盖处涂料要充实，不得有一点披缝存在，否则就可能产生飞翅造成裂纹。

7.4.5 管壁缩松

1）特征 在钢管壁截面上普遍存在微观缩松，在试压时表面出现大面积洇水现象而报废。

2）原因 在离心铸造时管壁未形成从外向内顺序凝固而处于同时凝固状态，未及补缩而形成普遍缩松。多出现于涂料层偏厚、冷却强度不足的钢管中。

3）改进措施 提高铸型冷却强度、涂料层不可太厚，实现顺序凝固。例：某钢管直径为 100 mm，壁厚为 6 mm，材质为 ZG1Cr18Ni9。铸型挂 4 mm 厚的耐火涂料，铸出钢管表面质量很好，经试压见大面积洇水，检验钢管截面发现严重缩松。将涂料改为 1.5 mm 厚，缩松得以克服，试压无洇水出现。

7.4.6 夹渣与渣痕

1）特征 有时钢管表面无异样，经试压出现局部小面积渗漏，经割破发现在渗漏处管壁中存在夹渣。如某厚壁钢筒曾出现过此现象。

渣痕是有时在钢管的内表面存在小凹陷，大小深浅不等。在薄壁钢管中凹陷处使壁厚减薄较多。

2）原因 夹渣主要是由于钢液除渣不净，加之在浇注时渣物未能及时浮动到内表面。

当有较大渣团随钢液浇入型中，虽能浮到内表面，但由于渣物本身的重力而使其沉入钢液一定深度，待其凝固脱落后便显示出渣痕凹陷（见图 5.11-105）。

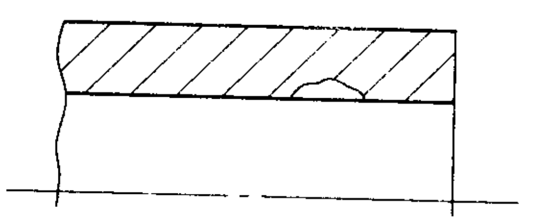


图 5.11-105 钢管内表面渣痕

3）改进措施 浇注前钢液要除净渣物。采用封闭式浇斗较好，不可将大块渣团浇入型内。钢液的浇注温度和铸型转速不可过低，以保证渣物能浮到内表面。

编写：佟铭铎（东北大学）

第12章　连续铸造

1　概述

连续铸造是金属铸造成形常用的方法之一，它在低的铸模消耗条件下连续地获得铸件。连续铸造工艺过程是将金属液不断地加入称为结晶器的专用铸模的一端，经过结晶器凝固形成一定厚度的表层凝壳后，通过机械运动方式，使已具有凝固外壳的铸件不断的从结晶器另一端拉出，从而获得连续凝固后的铸件。铸件成形过程中所释放的热量通过铸模传导给结晶器中流动的冷却介质带走。在连续铸造过程中，铸件沿铸模的轴线方向运动，所以连续铸造的产品是具有与铸模相同的截面形状而在轴线方向上的长度可不受约束的各种棒材、管材及其他异形截面的型材和坯料。

连续铸造工艺可以节省模具费用，模具中不含或很少有型砂和各种粘结材料，其生产过程粉尘少，便于实现机械化、自动或半自动化，具有劳动条件好、生产效率高的优点。由于不需要复杂的浇冒口系统，因而可大幅度提高材料利用率，铸件的工艺出品率可达95%以上。连铸工艺还可与连轧工艺相互卸接，形成连铸连轧进一步提高冶金行业的生产效率。

在连续铸造过程中各工序连续进行，对铸造过程的严格控制是保证生产顺利进行和铸件质量的关键。从金属液成分设计，液体金属熔炼质量及连铸过程工艺参数的控制、机械设备的运转状况到铸件的在线质量检验等等工艺环节在整个铸造过程中都十分重要，任何一个工序出现问题都将导致连续生产的中断或整个班次的产品报废的严重后果。对连续铸造工艺过程严格控制是保证铸件质量和提高企业经营效益的关键。

1.1　连续铸造的主要工艺方法

伴随着世界工业化的进展，连续铸造的发展已有百余年的历史。在一定的发展阶段内，围绕社会经济的发展对特定类型铸件的需要，研究和开发了多种连续铸造的工艺方法和设备，根据铸造工艺特点可分为连续铸造和半连续铸造，即每单个铸件达到设计长度就停止拉铸，清空结晶器移走铸件后再重复原有工序步骤的工艺过程称半连续铸造；反之称为完全连续铸造，也称连续铸造。连续铸造过程中铸件长度可以在连铸机上根据需要来截取。从工艺及设备的不同特点主要可分为以下几类。

1）立式连续铸造　连续铸造工艺过程中铸件沿垂直于地平面方向运动的称为立式连铸。铸件由上向下离开结晶器者称为下引法连续铸造，工业中常见的铜等非铁合金铸锭及连续铸造铸铁管常采用下引式半连续铸造方法。图5.12-1所示为非铁合金铸锭示意图。铸件由下而上的离开结晶器的工艺称为上引法连续铸造，无氧铜杆的连铸过程即为上引法，如图5.12-2所示，由于铜杆冷却凝固后具有良好的塑性，可以盘旋成卷，因而可以实现完全连续铸造。

2）卧式连续铸造　铸件沿水平方向运动的连续铸造工艺过程称为卧式连铸也称水平连续铸造，简称水平连铸。采用水平连铸方法理论上讲铸件的长度可不受限制，一般是根据需要不断的从连铸机生产线上将铸坯切断。钢、铜、铝及铸铁均可进行水平连铸。图5.12-3所示为铜合金水平连续铸造示意图。

3）立弯式连续铸造　近代钢铁工业的发展，将立式与卧式连铸方法相结合，产生了立弯式连铸工艺如图5.12-4所示，钢液首先经过立式连铸工艺成形后，经专门的轧辊机构使其在高温时沿一定的回转半径呈弯曲最后呈水平方向运

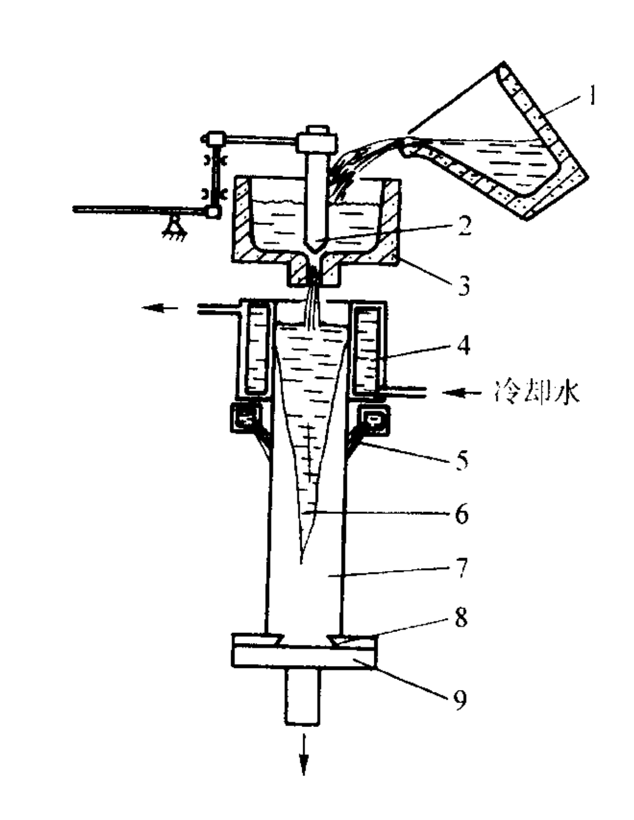


图5.12-1　非铁合金垂直连续铸造示意图

1—金属液转运包；2—流量调节杆；3—中间包；4—结晶器；5—二次冷却；6—液芯；7—金属铸锭；8—引锭机构；9—升降台

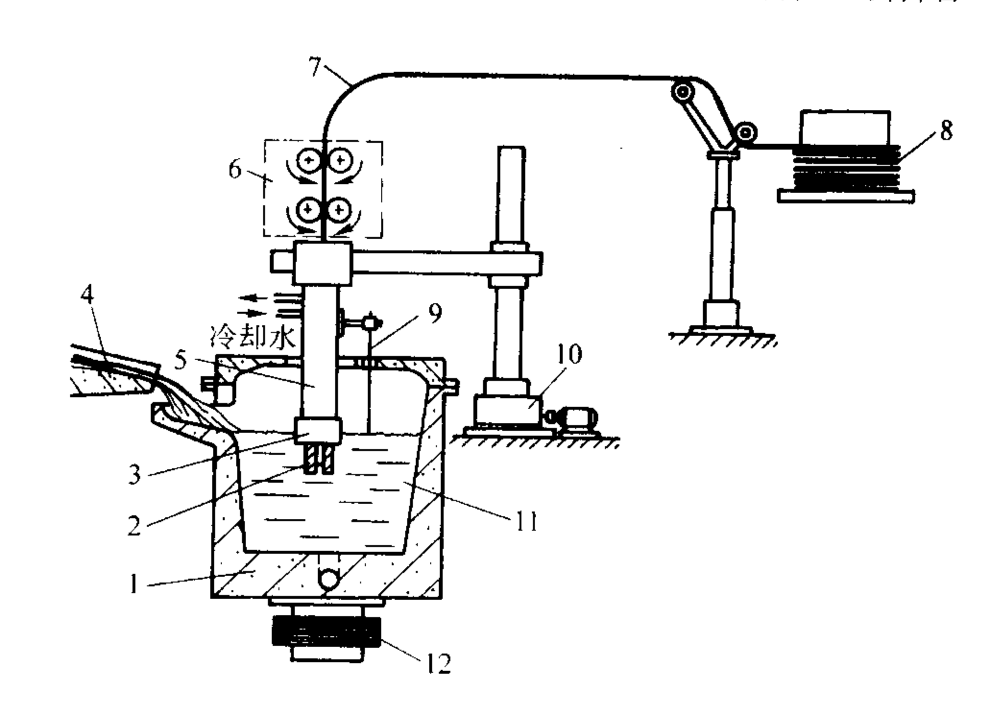


图5.12-2　铜杆上引法连续铸造示意图

1—保温炉；2—石墨结晶器；3—保温套；4—熔化炉；5—水冷套；6—牵引机构；7—成品铜杆；8—排绕机构；9—液面探测器；10—液面跟踪机构；11—铜液；12—工频感应加热器

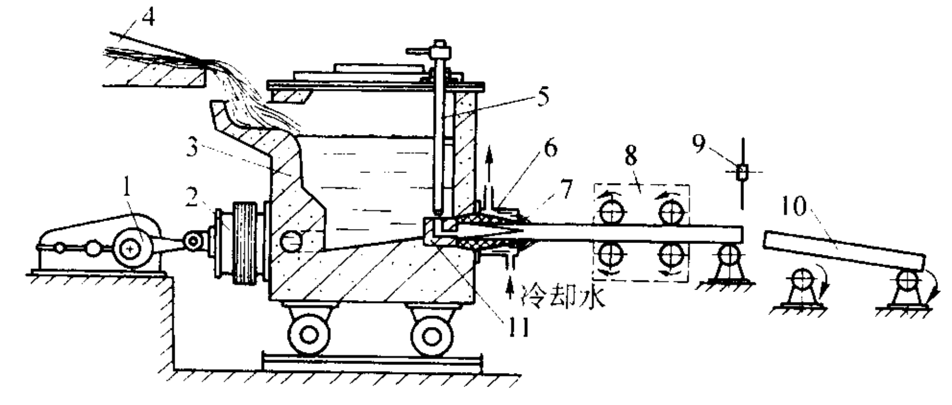


图5.12-3　铜合金水平连续铸造示意图

1—偏心振动机构；2—工频感应加热器；3—保温炉；4—熔化炉；5—水口截止杆；6—结晶器；7—二次冷却；8—牵引机；9—同步锯床；10—铜合金锭；11—水口

动，因而达到完全连续铸造。立弯式连铸主要用于钢坯的铸造，立弯式连铸与连轧相结合实现了由钢液到轧材的连铸连轧，极大的提高生产效率并降低了能源消耗。

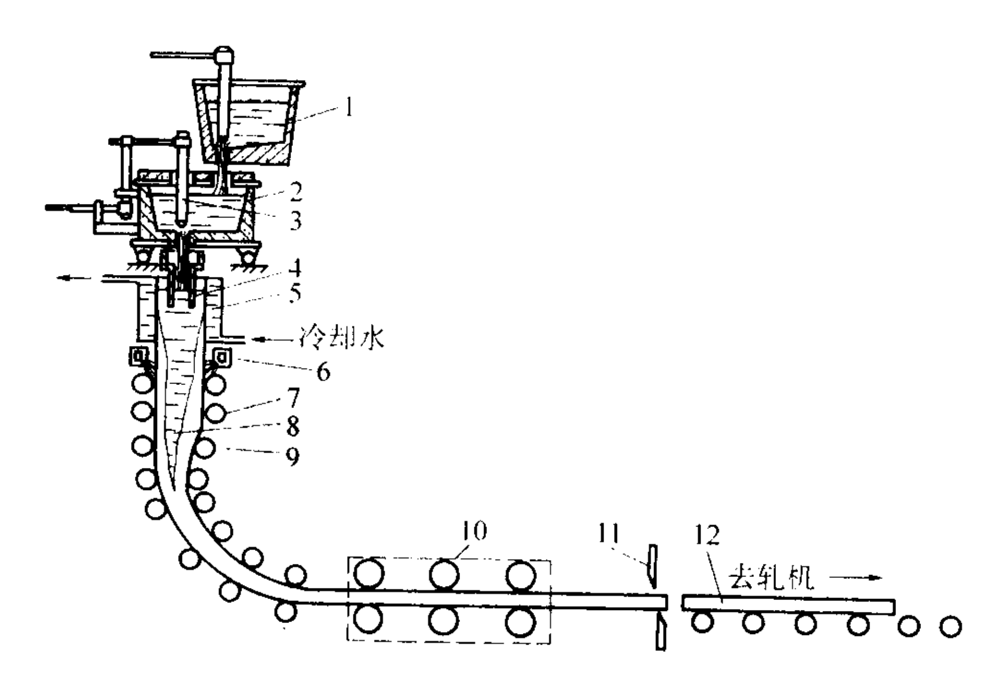


图 5.12-4　钢坯立弯式连铸示意图

1—钢液转运包；2—中间包；3—流量调节塞杆；4—浸入式水口；5—结晶器；6—二次冷却；7—系列牵引辊；8—液芯；9—压下辊；10—校直辊；11—切断装置（飞剪或火焰切割）；12—待轧钢坯

1.2　连续铸造产品的特点及应用

利用连续铸造方法可以通过对结晶器的设计得到不同的铸造产品。采用单一外结晶器可以得到各种实心棒材、坯料或型材，空心管的铸造必须采用具有内外结晶器的生产工艺。一般来讲连铸产品截面的形状为比较简单的圆形、方、矩形及其他异形。结晶器一般是在通水冷却的外套内镶入铸型，其与金属液接触的表面都经过加工，有较低的表面粗糙度，有时在铸造过程中还需加油润滑。结晶器使铸件呈强烈的顺序凝固，铸造过程有很好的补缩作用。连铸产品具有以下特点：

1）晶粒细化，组织致密。

2）较小偏析倾向，成分分布比较均匀。

3）力学性能得到提高。

4）铸件的表面较为平整，易于实行后续加工。

但由于铸件凝固速度快，也会造成较大的内部应力，控制不当也会造成裂纹及硬度分布的不均匀。

连续铸造产品在工业中的应用十分广泛，其应用主要分为两类：一类是作为铸件直接用于各种场合或作为毛坯用于机械加工制造各种机械零件，如连续铸造铸铁管和水平连续铸造铸铁型材；另一类则用于冶金工业中作为金属轧制成材用的铸锭及坯料，如连续铸造铜、铝锭及立弯式连续铸造的钢坯。一般这类连续铸造产品的产量很大，例如一台立弯式钢坯连铸机的年产量可达几十万至上百万吨。

本章仅介绍连续铸造铸铁管和水平连续铸造铸铁型材，其他连铸方法可参考有关冶金专业书藉。

2　连续铸造铸铁管

采用垂直半连续铸造方法生产的铸铁管称为连续铸铁管，连续铸铁管的规格品种较多，其内径为 30 ~ 1 500 mm，壁厚在 3.5 ~ 30 mm 的范围，长度一般在 6 m 以下，最大单根质量可达 5.5 t，表 5.12-1 所示为常用连续铸铁管的结构形式。各种连续铸铁管的结构尺寸及规格可参阅有关国家标准（GB/T 3422—1988，GB/T 8714—1988，GB/T 8715—1998，YB/T 5188—1993 等）。连续铸铁管多为灰铸铁管，也可以生产球墨铸铁及合金铸铁管。连续铸铁管主要用于给排水和煤气输送工程以及化工管道。

表 5.12-1　常用铸铁管的结构型式

名　称	结构形式	管径范围/mm	用　途
承插铸铁管		$\phi75 \sim \phi1500$	输水、输煤气压力管道
机械接口铸铁管		$\phi75 \sim \phi600$	输煤气、输水压力管道
双法兰铸铁管		$\phi80 \sim \phi250$	化工冷却、矿山输矿浆管道
机井铸铁管		$\phi200 \sim \phi400$	工、农业及城镇取水机井用管
排水铸铁管		$\phi50 \sim \phi200$	雨水、排水管道

连续铸铁管具有生产效率高、工艺及设备较为成熟、投资规模较小、易于实现机械化生产等优点，所以至今我国中小尺寸铸铁管仍主要采用半连续铸造生产方法。随着工农业的发展对液、气传输管的综合力学性能的要求也在不断提高，由于采用敞开的雨淋式浇注方法，限制了铸铁管质量的进一步提高，有些场合下连续铸铁管已不能满足要求。目前球墨铸铁管逐渐采用离心铸管工艺生产，但灰铸铁连续铸管仍在中小尺寸铸管生产中占主导地位。

2.1　连续铸管的主要工艺及设备

（1）连续铸管工艺过程

单流连续铸管的工艺原理如图 5.12-5 所示。浇注铁液之前铸管机升降盘上升至最高位置，引管装置上的承口芯与外结晶器内腔形成铸管承接口部位的形状。铁液经浇注系统及旋转雨淋式浇口杯徐徐注入由内外结晶器形成的型腔（铸管的管壁），首先形成铸管的承接口部分并继续上升至接近结晶器上口，当铸管凝固层具有一定厚度时结晶器开始有规律的上下振动，铸管机升降盘同时牵引铸管向下运动逐渐脱离结晶器。浇包流出的铁液维持结晶中液面的稳定，实现连续铸造过程。铸管达到要求的长度时停止浇注，铸管机升降盘继续下降至最低位置，使铸管完全脱离结晶器。抱管机将铸管抱紧后，慢慢放倒至水平位置。专用输送车将铸管送至后续工序。再次浇入铁液前重新清理浇口杯，在升降盘的引管平台上装配好承口芯后上升至最高位置，再重复上述工艺过程浇注下一只铸管。

生产双法兰铸管的工艺如图 5.12-6 所示。与上述单端承接口铸管的铸造过程类同，区别是双法兰铸管的外结晶器由可分开的两半组成，外结晶器内腔具有铸管上下两端法兰的形状，内结晶器可在机构带动下沿轴线上抽提起。铸管初始结晶器中金属液面保持在上法兰型腔以下，当铸管达到要求的长度后，继续浇注使上结晶器充满，形成上法兰，待凝固层具有一定厚度时，内结晶器上抽提出，外结晶器水平分开，再经抱管机将铸管放倒送离主机。

连续铸管在水冷结晶器中凝固，其冷却速度高易形成激

冷组织，虽然铸管离开结晶器时尚有近 1 000℃的温度，可以利用其在空气中缓冷所产生的自动退火作用，使组织中的碳化物分解，但合理的化学成分设计及引管工艺参数的选用是消除白口组织的根本保证。

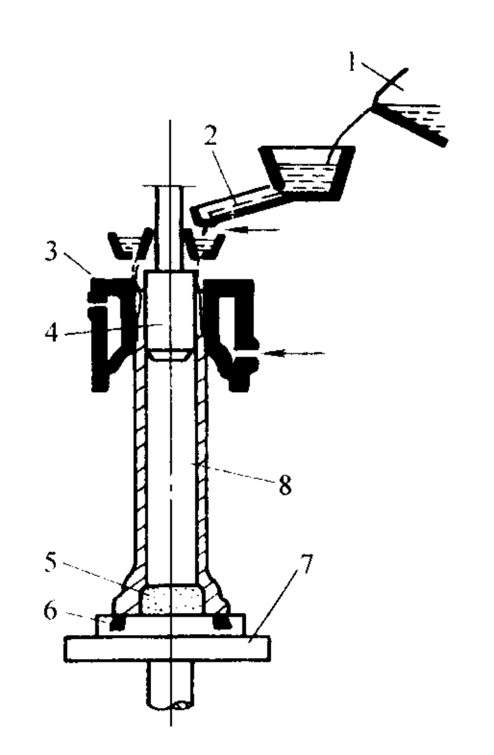


图 5.12-5 连续铸铁管工艺原理图
1—浇包和铁液；2—浇注系统；3—外结晶器；4—内结晶器；5—承口芯；6—引管装置；7—铸管机升降盘；8—铸铁管

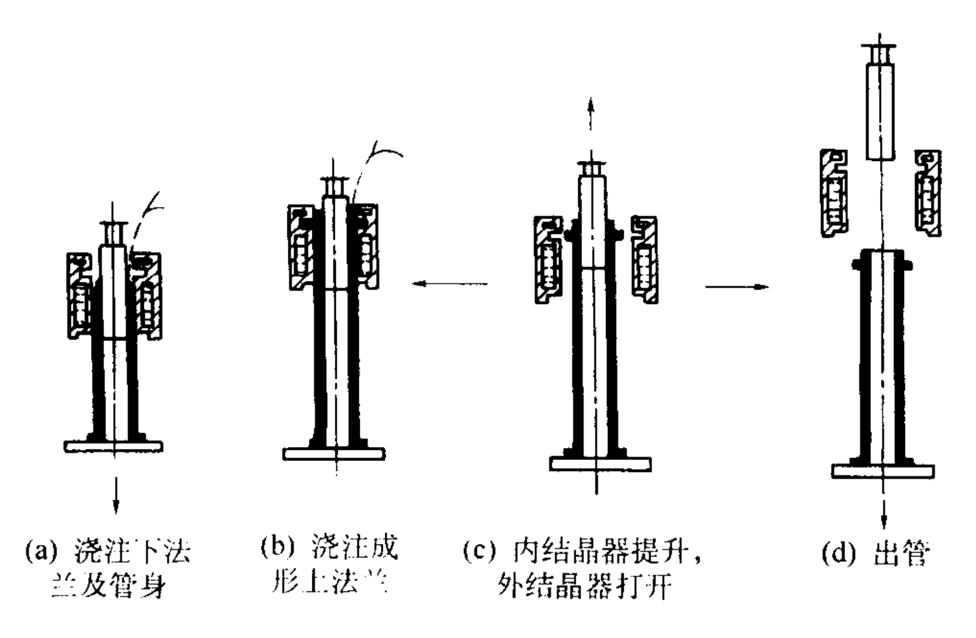


图 5.12-6 双法兰连续铸铁管工艺原理图

连续铸管的工厂布置参见图 5.12-7。由于多个工序结合，连续铸管生产需占用较大面积，工序间常采用铁轨运输，折返式的布置方案可节约占地。

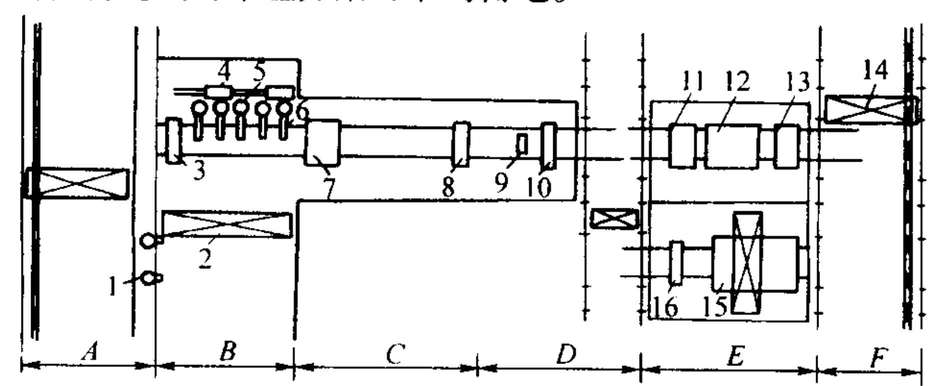


图 5.12-7 连续铸铁管生产线平面布置图
A—炉料熔化工部；B—浇注拉管工部；C—铸管清整工部；D—检验试压工部；E—内外涂层工部；F—存放发运工部；
1—化铁炉；2—桥式起重机；3—推管车；4—浇注车；5—铸管机；6—抱管机；7—调直规圆机；8—切管机；9—电子秤；10—水压试验；11—水煮加热铸管装置；12—涂油机；13—喷水装置；14—入库发运起重机；15—蒸汽养生窑；16—内衬水泥机

(2) 连续铸管的结晶器

1) 结晶器的结构 典型承插式铸铁管的结晶器由内、外结晶器组成，外结晶器下部形状符合铸铁承插口尺寸要求。图 5.12-8 及图 5.12-9 分别是单流较大直径及双流较小直径铸管结晶器装配图。

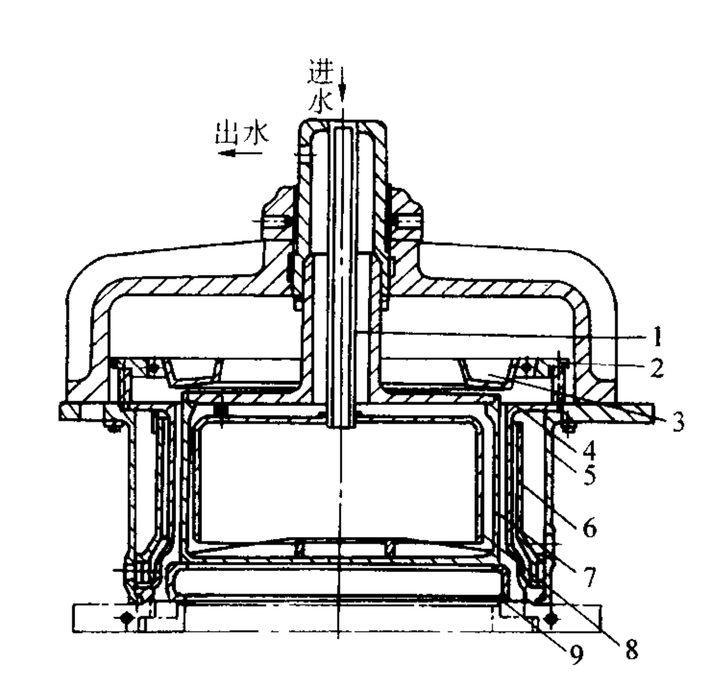


图 5.12-8 ϕ1 200 mm 管结晶器总装图
1—内结晶器进水管；2—浇注杯齿轮圈；3—浇注杯；4—外结晶器工作壁；5—外壳；6—挡水圈；7—内结晶器工作壁；8—内水套；9—承口分片铁心

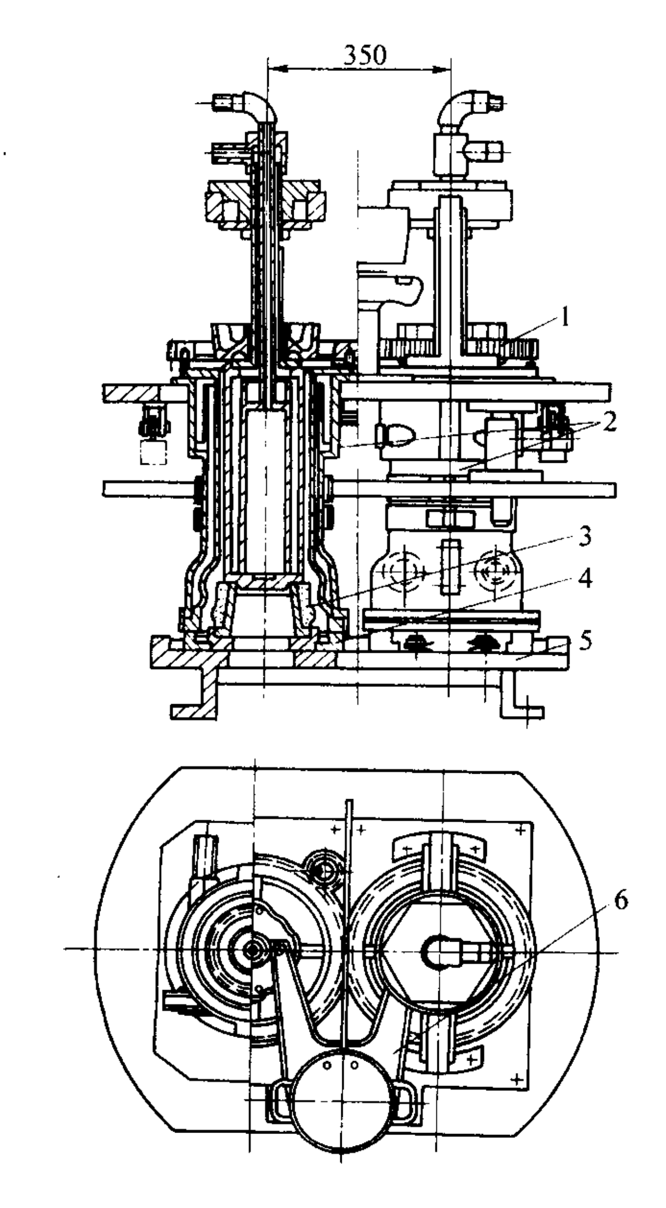


图 5.12-9 ϕ150 mm 管双流浇注结晶器总装图
1—浇注杯对转齿轮；2—结晶器；3—承口芯；4—燕尾引管装置；5—双拉底盘；6—双流浇注系统

结晶器总高度由有效高度及承口高度组成见图 5.12-10。有效高度增加可提高拉管速度，但易出现铁液粘器壁及划伤结晶工作面的问题导致出现铸管表面缺陷，同时也降低铸管出口温度，易生成白口组织。过短的有效高度会增加拉管控制的难度，也易出现铁液泄漏事故。常用有效高度与铸管直径及壁厚的关系如图 5.12-11 及图 5.12-12 所示。

结晶器工作内壁直径尺寸应根据铸管尺寸和公差要求及金属收缩特性按下式确定：

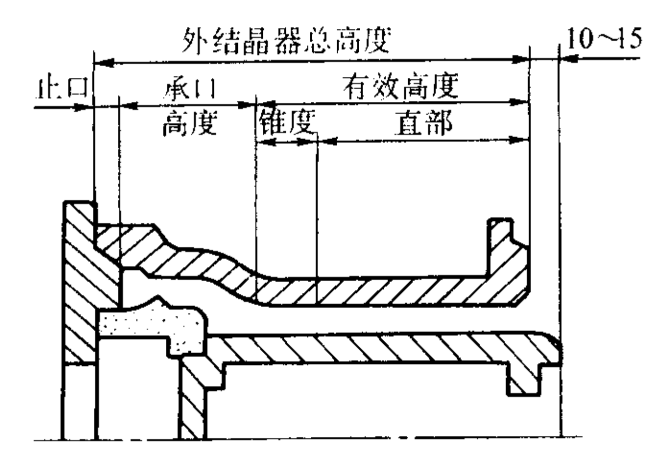


图 5.12-10 结晶器高度图

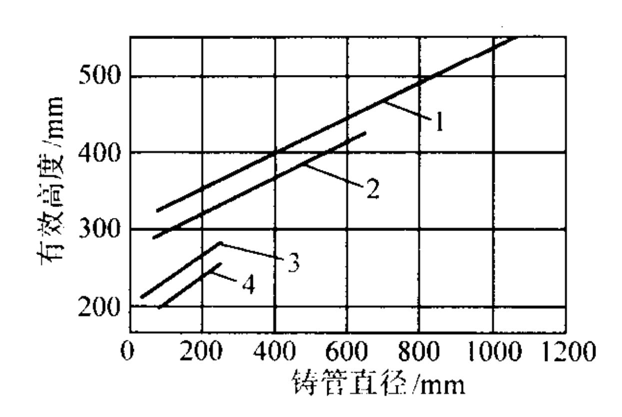


图 5.12-11 结晶器有效高度与铸管直径的关系

1—上水铸铁管铁质结晶器；2—上水铸铁管铜质结晶器；
3—排水铸铁管钢质结晶器；4—排水铸铁管铜质结晶器

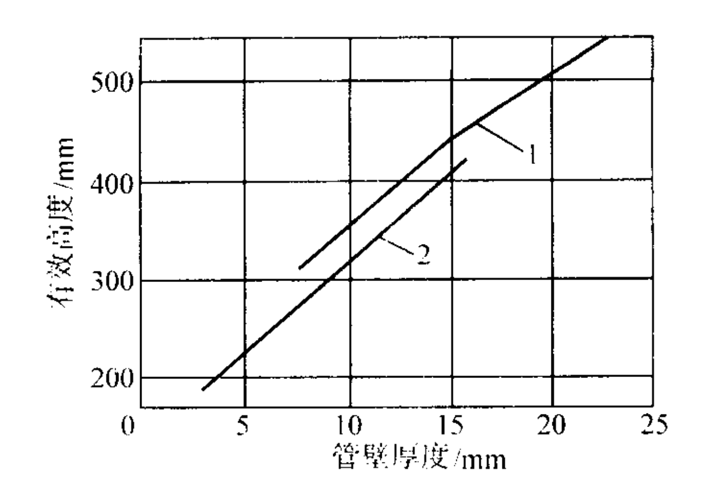


图 5.12-12 结晶器有效高度与铸铁管壁厚的关系

1—铸铁结晶器；2—铸铜结晶器

外结晶器工作壁内径

$$D = D_0 \ (1+\varepsilon) \tag{5.12-1}$$

内结晶器工作壁外径

$$d = D - 2\delta \tag{5.12-2}$$

式中，D 为外结晶器工作壁内径，mm；D_0 为铸铁管外径，mm；ε 为铸管径向收缩率，灰铸铁管 $\varepsilon = 0.4\% \sim 0.8\%$，球墨铸铁管 $\varepsilon = 0.6\% \sim 1.0\%$；$d$ 为内结晶器工作壁外径，mm；δ 为铸铁管管壁厚度，mm。

结晶器工作内壁应具有一定锥度以利于铸管脱型，不同材质、结构及尺寸的内、外结晶器结构参数见表 5.12-2～表 5.12-6。

表 5.12-2 承插管外结晶器（铜质工作套）参数

铸铁管			工作壁							外壳				
公称直径 DN	管外径 /mm	管壁厚 /mm	主要尺寸/mm						管内径与工作壁直段部分之比	进水管		出水管		水隙 /mm
			内径	全长	工作壁直部		工作壁锥部			管径 /mm	个数	管径 /mm	个数	
					长度	壁厚	长度	锥度						
75	93	9	93.6	470	200	9	100	1:100～1:50	0.37	25	1	25	1	10
100	118	9	118.7	438	210	9	100	1:100～1:50	0.50	25	1	25	1	10
150	169	9.5	170.0	490	210	10	100	1:100～1:50	0.75	25	1	25	1	10
200	220	10	221.3	511	230	10	100	1:50～1:20	0.87	32	1	32	1	10
250	271.6	10.8	273.2	518	230	13	100	1:50～1:20	1.07	32	1	32	1	15
300	322.8	11.4	324.7	530	230	15	110	1:20～1:16	1.3	40	1	40	1	15
350	374	12	376.2	537	230	15	110	1:20～1:16	1.52	40	1	40	1	15
400	425.6	12.8	428.2	578	260	16	120	1:20～1:16	1.54	32	2	32	2	15
450	476.8	13.4	479.7	585	260	16	120	1:20～1:16	1.73	32	2	32	2	15
500	528	14	531.2	617	280	17	130	1:20～1:16	1.79	40	2	40	2	15

表 5.12-3 承插管外结晶器（铸铁工作壁）参数

铸铁管			工作壁							外壳				
公称直径 DN	管外径 /mm	管壁厚 /mm	主要尺寸/mm							进水管		出水管		水隙 /mm
			内径	全长	工作壁直部		工作壁锥部		管内径与工作壁直段部分之比	管径 /mm	个数	管径 /mm	个数	
					长	壁厚	长	锥度						
75	93	9	93.6	470～490	200～220	6～8	100	1:150	0.34～0.38	25	1	25	1	10
100	118	9	118.7	475～495	200～220	6～8	100	1:150	0.45～0.50	25	1	25	1	10
150	169	9.5	170	500～520	220～240	6～8	100	1:150	0.63～0.68	25	1	25	1	10
200	220	10	221.3	511～531	220～240	7～10	110	1:100	0.83～0.90	32	1	32	1	10

续表 5.12-3

铸铁管			工作壁							外壳				
			主要尺寸/mm							进水管		出水管		水隙/mm
公称直径 DN	管外径/mm	管壁厚/mm	内径	全长	工作壁直部		工作壁锥部		管内径与工作壁直段部分之比	管径/mm	个数	管径/mm	个数	
					长	壁厚	长	锥度						
250	271.6	10.8	273.2	538 ~ 558	240 ~ 260	7 ~ 10	110	1:100	0.96 ~ 1.40	32	1	32	1	15
300	322.8	11.4	324.7	540 ~ 560	240 ~ 260	7 ~ 10	110	1:100	1.15 ~ 1.25	40	1	40	1	15
350	374.0	12	376.2	577 ~ 597	260 ~ 280	9 ~ 12	120	1:75	1.25 ~ 1.34	40	1	40	1	15
400	425.6	12.8	428.2	578 ~ 598	260 ~ 280	9 ~ 12	120	1:75	1.43 ~ 1.54	32	1	32	2	15
450	476.8	13.4	479.7	605 ~ 625	280 ~ 300	9 ~ 12	120	1:75	1.50 ~ 1.60	32	1	32	2	15
500	528.0	14	531.2	617 ~ 637	280 ~ 300	11 ~ 14	130	1:50	1.67 ~ 1.78	40	2	40	2	15
600	630.8	15.4	635.8	644 ~ 664	300 ~ 320	11 ~ 14	130	1:50	1.87 ~ 2.0	40	2	40	2	15
700	733	16.5	738.9	653 ~ 673	300 ~ 320	11 ~ 14	130	1:50	1.20 ~ 2.33	65	2	65	2	15
800	836	18	842.7	681 ~ 711	320 ~ 350	13 ~ 17	130	1:33	2.28 ~ 2.5	65	2	65	2	15
900	939	19.5	946.5	699 ~ 729	320 ~ 350	13 ~ 17	140	1:33	2.56 ~ 2.8	65	2	65	2	15
1 000	1 041	22	1 049.3	743 ~ 793	350 ~ 400	16 ~ 20	140	1:25	2.50 ~ 2.86	65	2	65	2	15
1 200	1 246	25	1 256.0	758 ~ 808	350 ~ 400	16 ~ 20	140	1:25	3.0 ~ 3.44	65	2	65	2	15

表 5.12-4 承插管内结晶器参数

壁厚/mm	工作壁/mm						内水套/mm			进水管		出水管		水隙/mm
	外径	全长	工作壁直部		工作壁锥部		外径	长度	壁厚	管径/mm	个数	管径/mm	个数	
9	75.6	380 ~ 400	260 ~ 280	9	120	1:100	33.6	300 ~ 320	5	25	1	25	1	12
9	100.7	380 ~ 400	260 ~ 280	9	120	1:100	58.7	300 ~ 320	5	25	1	25	1	12
9.5	151.0	400 ~ 420	270 ~ 290	10	130	1:100	107.0	320 ~ 340	5	25	1	25	1	12
10	201.3	410 ~ 431	281 ~ 301	10	130	1:70	151.3	330 ~ 350	5	40	1	40	1	15
10.8	251.6	433 ~ 453	293 ~ 313	10	140	1:70	201.6	360 ~ 380	5	40	1	40	1	15
11.4	301.9	435 ~ 455	295 ~ 315	11	140	1:50	249.9	370 ~ 390	10	40	1	40	1	15
12	352.2	467 ~ 487	317 ~ 337	11	150	1:50	300.2	400 ~ 420	10	40	1	40	1	15
12.8	402.6	468 ~ 488	318 ~ 338	11	150	1:40	350.6	400 ~ 420	10	50	1	50	1	20
13.4	452.9	490 ~ 510	330 ~ 350	11	160	1:40	400.9	430 ~ 450	10	50	1	50	1	20
14	503.2	502 ~ 522	342 ~ 36Z	12	160	1:40	439.2	440 ~ 460	10	50	1	50	1	20
15.4	605	524 ~ 544	354 ~ 374	12	170	1:40	541.0	470 ~ 490	10	50	1	50	1	20
16.5	705.9	528 ~ 548	358 ~ 378	12	170	1:30	641.9	480 ~ 500	10	80	1	80	1	20
18	806.7	556 ~ 586	376 ~ 406	12	180	1:30	742.0	510 ~ 540	10	80	1	80	1	20
19.5	907.5	594 ~ 624	406 ~ 434	14	190	1:26	839.5	545 ~ 575	10	80	1	80	1	20
22	1 005.3	604 ~ 654	404 ~ 454	14	200	1:26	937.3	555 ~ 605	10	80	1	80	1	20
25	1 206	608 ~ 658	408 ~ 458	14	200	1:26	1 138.0	560 ~ 610	10	80	1	80	1	20

注：1. 器内全长包括插入承口芯部分。
2. 小管锥长可缩短或不设锥度。
3. 工作壁材质为钢板。如采用铸铁或铜等可适当加厚。
4. 内水套为钢板或钢管制成。

表 5.12-5 法兰管结晶器参数

管子		外结晶器/mm								内结晶器/mm							
管内径/mm	管壁厚/mm	工作壁						水隙	进出水管直径	工作壁						水隙	进出水管直径
		材质	内径	直部壁厚	直部高度	锥部高度	锥度			材质	外径	直部壁厚	直部高度	锥部高度	锥度		
80	8	Q235-A	97	7	80 ~ 100	120	1:200	20	20	Q235-A	80.8	7	130 ~ 150	180 ~ 200	1:150	15 ~ 20	33

续表 5.12-5

管子		外结晶器/mm								内结晶器/mm							
管内径/mm	管壁厚/mm	工作壁						水隙	进出水管直径	工作壁						水隙	进出水管直径
		材质	内径	直部壁厚	直部高度	锥部高度	锥度			材质	外径	直部壁厚	直部高度	锥部高度	锥度		
100	9.5		120	7	80~100	140	1:200	22	20		101.0	7	130~150	210~230	1:150	15~20	33
125	10		146.5	7	80~100	150	1:200	22	20		126.2	7	130~150	220~240	1:150	15~20	33
150	10.5		172.5	7.5	80~100	160	1:200	24	26		151.5	7.5	130~150	240~260	1:150	22	33
200	11	Q235-A	224	8	80~100	170	1:200	24	32	Q235-A	202.0	8	130~150	265~285	1:150	25	33
250	11.5		275.5	8	80~100	—	—	24	32		252.5	8	130~150	—	1:150	25	33

表 5.12-6 薄壁管结晶器参数

管子/mm			外结晶器						内结晶器				
内径	壁厚	长度	材质	工作壁厚度/mm	高度/mm	工作壁锥度	水隙/mm	进出水管直径/mm	材质	工作壁厚度/mm	高度/mm	一次锥度 二次锥度	进出水管直径/mm
98	3.5~4	1 830	铸铁 青铜	8.5	211	1:425	11.5	进 12.7 出 19	铸铁 青铜	9.5	258	1:680 1:130	进 12.7 出 19
101	4.75	1 830	铸铁 青铜	9	211	1:425	8	进 12.7 出 19	铸铁 青铜	9.5	258	1:680 1:130	进 12.7 出 19
106	4	1 830	铸铁 青铜	10	200	1:400	6	进 12.7 出 19	铸铁 青铜	10.5	258	1:680 1:130	进 12.7 出 19
152	4.75	2 075	铸铁 青铜	11.5	293	1:800	8	进 12.7 出 19	铸铁 青铜	10	325	1:1 080 1:162	进 12.7 出 19

结晶器水冷套的结构形式根据结晶器的材质及制造方法有不同形式，表 5.12-7 是结晶器各种装配工艺方法的特点及适用范围。不同类型内、外结晶器水冷套的结构及装配方法见图 5.12-13~图 5.12-20。

表 5.12-7 结晶器各种装配方法的特点及适用范围

名称		方法、特点	适用范围
螺栓连接	分片螺栓连接	1）外壳分成4片，用螺栓和工作壁连接一起 2）中间用胶带相连并压紧。工作壁可自由伸缩 3）分片外壳可反复使用 4）装配工作量大，操作繁杂	适用于中小直径管铸铜、铸铁结晶器装配
	整体螺栓连接	1）外壳、外套是整体的。用螺栓和工作壁连接一起 2）外结晶器工作壁通过胶圈压紧。既防止漏水，又可自由伸缩 3）外壳、外套可反复使用 4）装配工作量小，操作简便	适用于各种直径管铸铜、铸铁内、外结晶器装配
螺纹连接		1）内结晶器吊杆（外套）下部螺纹和内结晶器上部螺纹拧紧而连接一起 2）吊杆可反复使用 3）装、卸简便、工作量小	适用于小直径管铸铜、铸铁内结晶器装配
焊接		1）外壳、外套为钢质材料，用焊接方法和钢质内、外结晶器连接在一起 2）工作壁不能自由伸缩 3）外壳、外套需经切割加工后方可再用 4）装配工作量较大	适用于各种铸管钢质内、外结晶器装配，特别是双法兰管两半外结晶器的装配

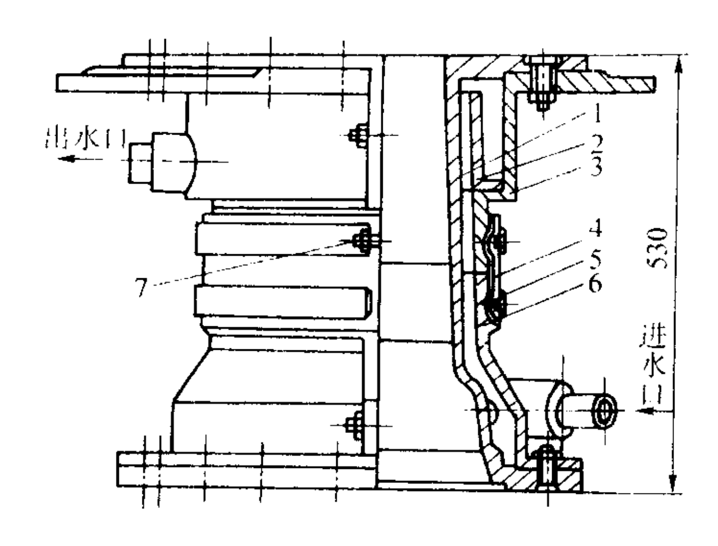


图 5.12-13　φ300 mm 管用铜质外结晶器装配图
1—外结晶器工作壁；2—挡水圈（铸铁、两半）；
3—外壳上片（铸铁、两半）；4—密封垫；5—密封卡箍（两道）；
6—外壳下片（铸铁、两半）；7—螺栓

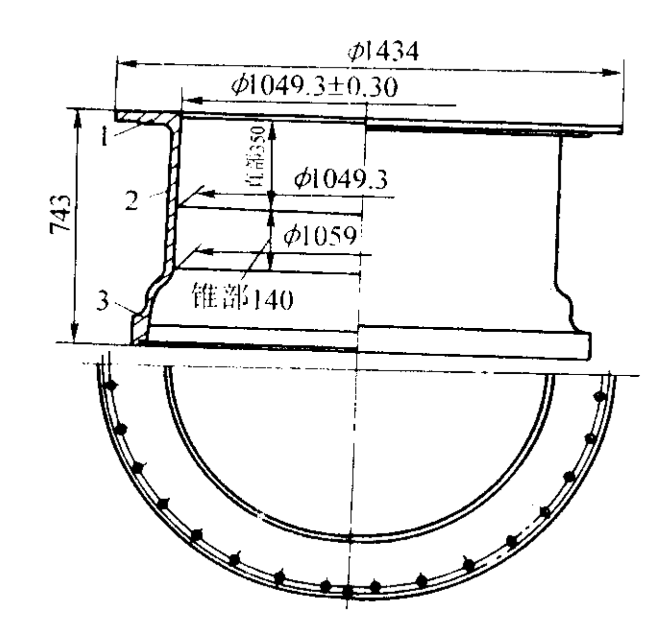


图 5.12-14　φ1 000 mm 管用铁质外结晶器工作壁
1—装配法兰；2—工作壁；3—承口部分

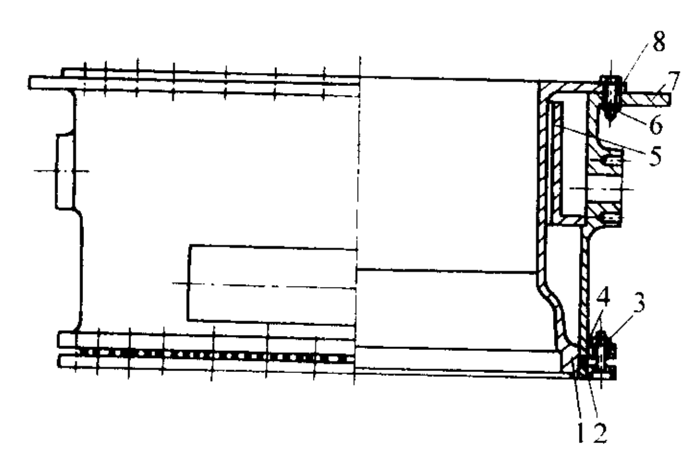
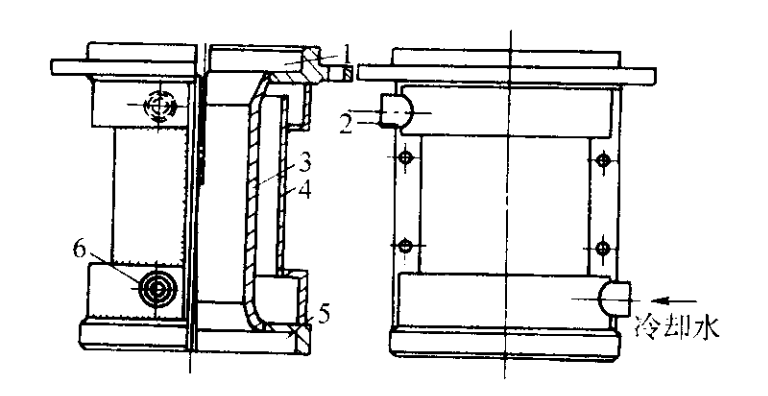


图 5.12-15　φ1 000 mm 管用整体外壳铁质外结晶器装配图
1—工作壁（铸铁）；2—压圈（铸铁）；3—螺栓（32个）；
4—密封圈（橡胶）；5—挡水圈（铸铁）；6—螺栓；
7—整体外壳；8—垫圈

2）结晶器的材质及常用铸造方法　结晶器的材质应具有较高的导热性，好的尺寸稳定性，良好的耐磨性及足够高的力学性能。常用来制造结晶器的材料是铸造锡青铜及灰铸铁，有些场合也采用钢板焊接结构。不同材质结晶器的特点及应用范围见表 5.12-8。制造结晶器常用材料的化学成分见表 5.12-9 及表 5.12-10。

结晶器的铸造方法常采用普通砂型、半永久型、金属型及离心铸造。铸造工艺上宜采用雨淋或底注式工艺，要有良好的补缩及防止气孔、缩松的工艺措施，注意提高工作壁的铸型铸造表面粗糙度等级及组织的致密度。不同铸造工艺方法的装配示意图见图 5.12-21～图 5.12-25。

3）结晶器的维护　结晶器工作壁与高温铁液直接接触，为保证铸管的顺利，加工结晶器时应保证工作壁上无铸造或加工缺陷，工作壁的加工表面粗糙度应符合要求。结晶器装



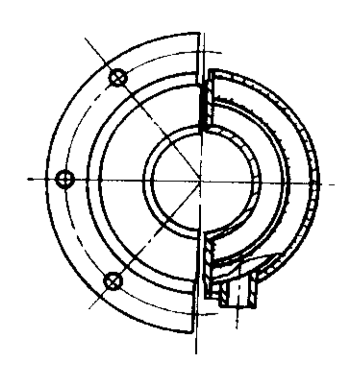


图 5.12-16　双法兰管用对开钢质外结晶器
1—上法兰型腔；2—出水孔；3—工作壁；4—外壳；
5—下法兰型腔；6—进水孔

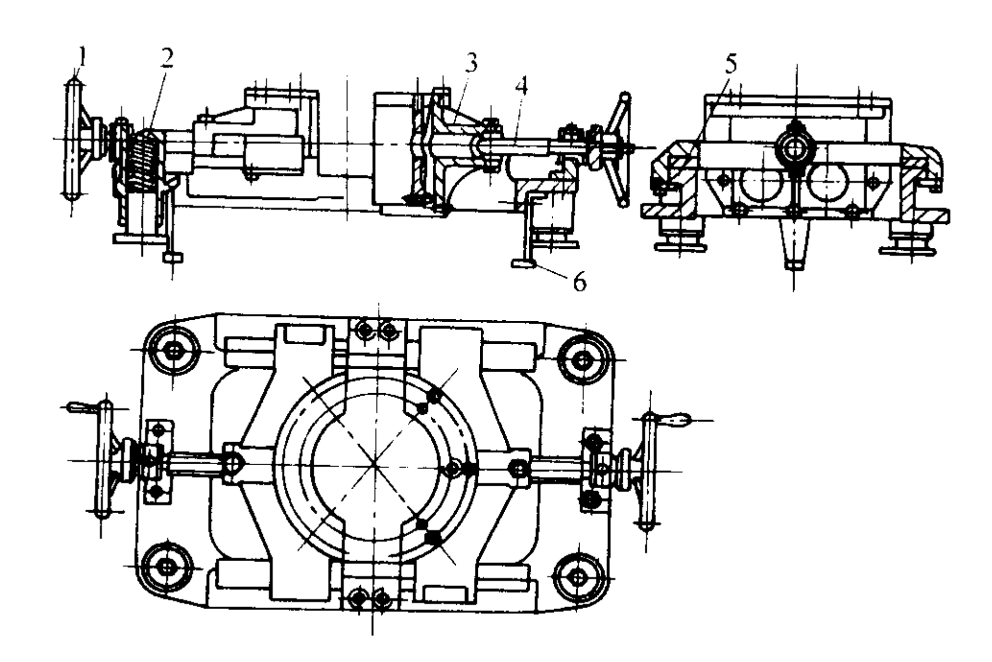


图 5.12-17　两端加厚机井管用外结晶器开合机构
1—手轮；2—结晶器振动导柱；3—开合支架；4—开合丝杠；
5—振动板；6—振动板连杆

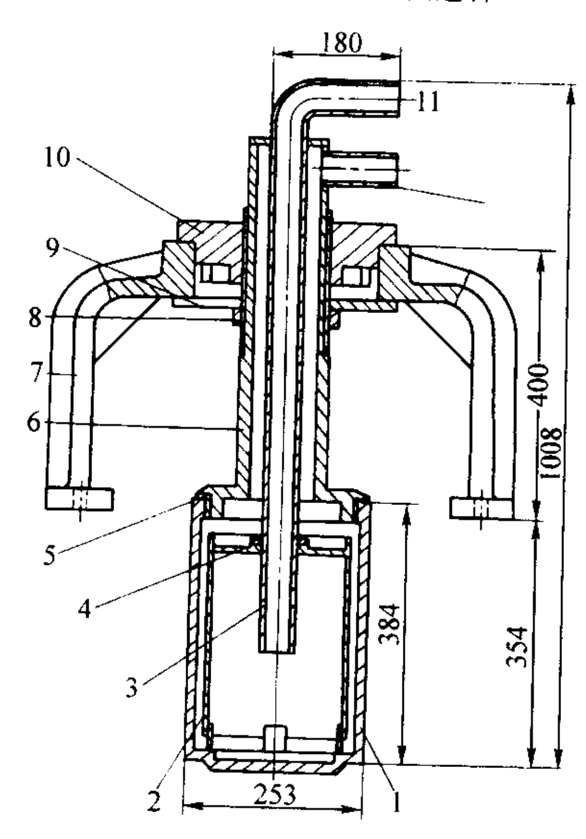


图 5.12-18　φ250 mm 管用铜质内结晶器螺纹连接装配图
1—内结晶器工作壁；2—内水套；3—进水管；4—压圈；
5—垫圈；6—内结晶器吊杆；7—支架；8—压紧螺母；
9—卡板；10—调高螺母；11—出水管

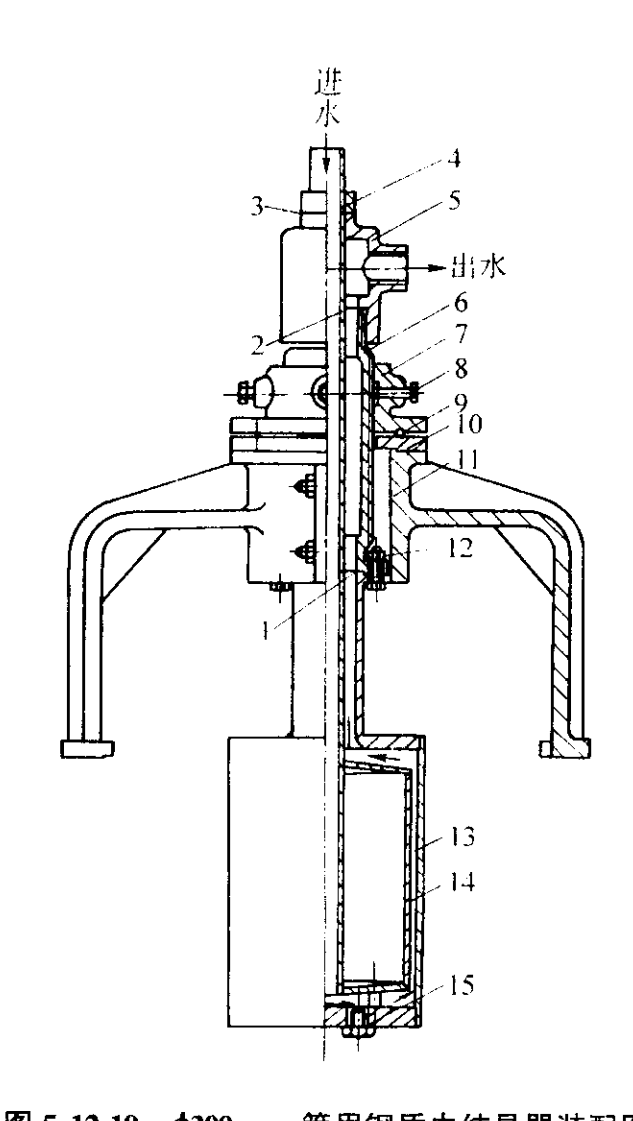


图 5.12-19　ϕ300 mm 管用钢质内结晶器装配图

1，2，3—密封圈；4—螺母；5—进水管接头；6—螺杆；7—滚珠上盘；8—螺栓；9—滚珠；10—滚珠下盘；11—内结晶器支架；12—螺栓、垫圈；13—工作壁；14—内水套；15—放水螺栓

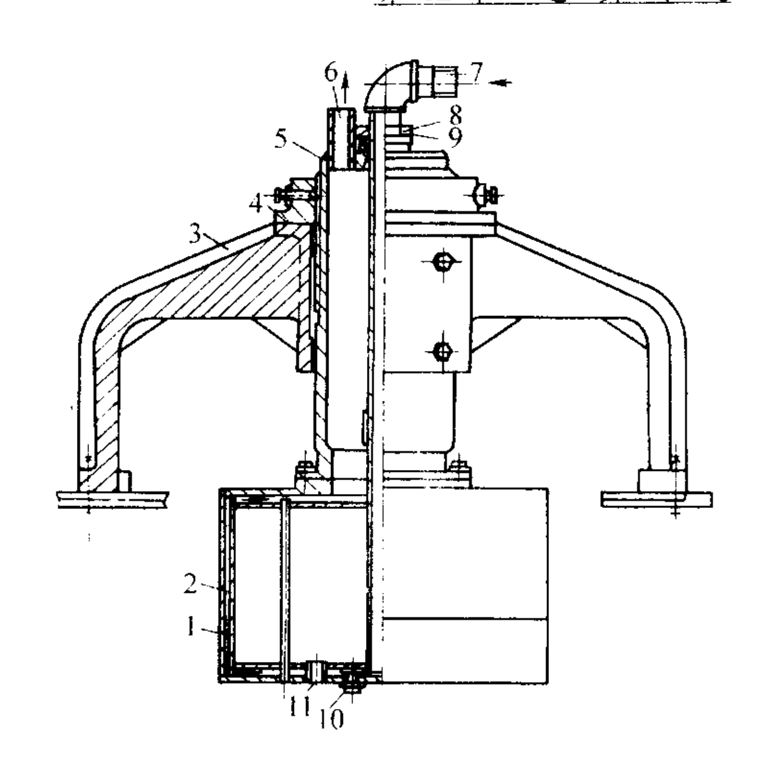


图 5.12-20　ϕ1 000 mm 管用焊接钢质内结晶器装配图

1—套（钢板卷焊）；2—工作壁（钢板卷焊）；3—内结晶器支架；4、8—螺母；5—螺杆；6—出水管；7—进水管；9—橡胶垫；10—放水螺栓；11—排气孔

配后应进行压力为 0.3～0.5 MPa 的水压试验无渗漏。铸管之前应清理工作壁并适当涂抹植物油增加拉铸时的润滑。结晶器使用一段时间后其工作壁表面变得粗糙、几何尺寸发生变化，应及时对结晶器进行修复，其修复方法见表 5.12-11。

表 5.12-8　不同材质结晶器特点及应用范围

材质	特　点	使 用 寿 命	应用范围
铸铜	1）有高的热导性和良好的延伸性，能承受激冷激热的作用而不开裂，使用寿命长 2）拉管速度高，有利于提高产量，显著提高和改善铸管的表面质量 3）为提高铸造性能，可采用低锡青铜。成分可见表 5.12-9	使用寿命： ϕ75～ϕ150 mm 管 1 000～5 000 次， ϕ200～ϕ600 mm 管 400～1 000 次， ϕ700～ϕ1 000 mm 管为 100～500 次	用于各种铸管结晶器
钢	1）有较高的力学性能，不易变形，耐磨性好。导热性比铜差，仍有较长的使用寿命 2）有较高的拉管速度和较好的铸管表面 3）采用耐热钢或碳素钢管、钢板焊接加工而成	使用寿命： ϕ75～ϕ200 mm 管为 300～700 次， ϕ300～ϕ1 000 mm 管为 100～500 次	多用于双法兰管对开结晶器和小直径管内结晶器
铸铁	1）热导性较差，工作壁表面由于热疲劳而易产生龟裂，使用寿命短 2）拉管速度较低，铸管表面质量较差 3）材料易得到，易于铸造加工。多采用高硅低锰成分制造，成分见表 5.12-10	使用寿命： ϕ75～ϕ200 mm 管为 200～500 次， ϕ300～ϕ600 mm 管为 100～300 次， ϕ700～ϕ1 000 mm 管为 50～150 次	多用于中小直径管结晶器

表 5.12-9　低锡青铜结晶器化学成分（质量分数）　%

Cu	Sn	Fe	P	其他杂质
≥97.5	≤2.0	≤0.05	≤0.05	≤0.4

表 5.12-10　铸铁结晶器化学成分（质量分数）　%

序号	C	Si	Mn	P	S	Mg	RE	材质
1	3.5～3.8	2.0～2.4	0.5～0.8	≤0.15	≤0.1			灰铸铁和铸铁管化学成分相同
2	3.6～3.9	2.5～3.0	0.3～0.6	≤0.2	≤0.1			灰铸铁
3	3.6～4.0	3.0～4.0	0.8～1.2	≤0.2	≤0.1			灰铸铁
4	3.4～4.0	1.6～2.2	0.4～0.6	≤0.15	≤0.1			灰铸铁，用于不加工结晶器
5	3.6～3.8	2.8～3.2	0.65～0.9	≤0.1	≤0.03	0.01～0.03	0.025～0.05	蠕墨铸铁
6	3.4～3.8	2.5～3.3	0.5～0.7	≤0.1	≤0.03	≥0.02	≥0.01	球墨铸铁

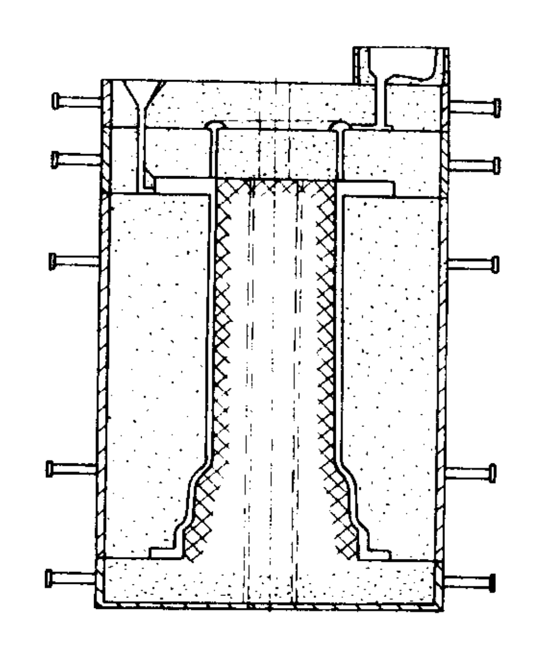


图 5.12-21　小型（ϕ300 mm）铜质外结晶器工作壁铸型工艺

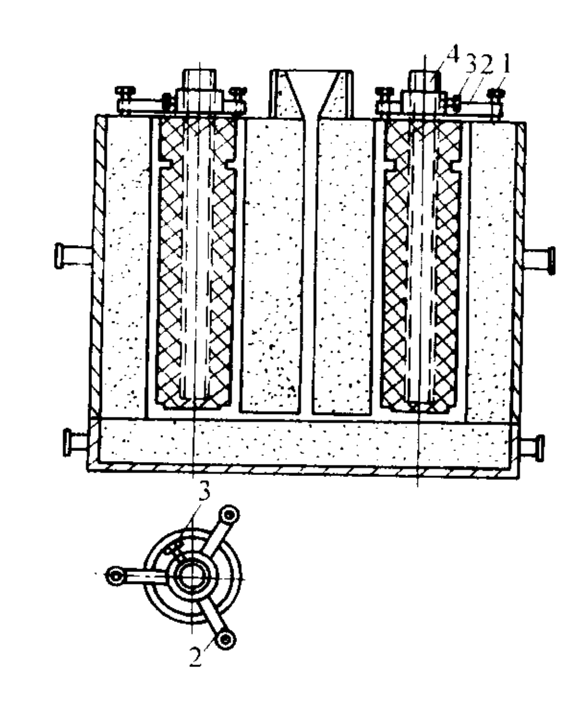


图 5.12-22　小型（ϕ300 mm）铜质内结晶器铸型工艺（底反切线浇口）

1—调整螺钉；2—芯子悬挂装置；3—紧固螺钉；4—芯铁

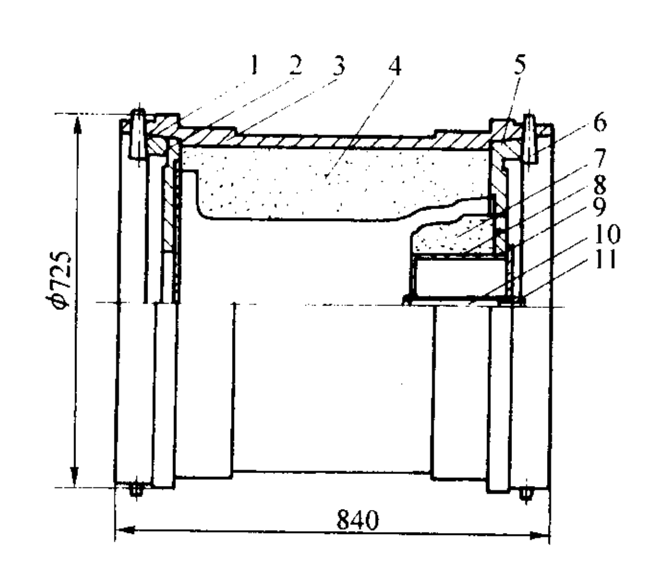


图 5.12-23　离心铸造 ϕ300 mm 管用铜质外结晶器铸型工艺

1—定位圈；2—端盖；3—金属型筒；4—铸型；5—承口端盖；6—销子；7—承口砂芯；8—芯铁；9—固定板；10—螺栓；11—螺母

结晶器属于损耗部件，应及时弃旧更新，以保证铸管的质量和连续铸造的顺利进行。为了延长使用寿命，在制作新结晶器时，内、外结晶器的工作壁加工尺寸应分别取上限和下限，为日后对结晶器的修复加工留有余地。

(3) 主要工艺设备与工装

连续铸管主机主要组成部分有升降盘及引管装置、结晶器及其振动机构、浇注车和浇杯系统、抱管机、调直规圆机等。

1) 升降盘及引管装置

① 升降盘　图 5.12-26 及图 5.12-27 是两种不同牵引方式的连续铸管机总图。升降盘在牵引机构的带动下，沿升降导轨上下运动，牵引力通过钢丝绳卷扬机或液压缸传递给升降盘并沿导轨向下将已凝固脱型的铸管按一定的速度拉出结晶器，为了保证铸管的顺利，牵引机构必需运动平稳，不得有动作粘滞及抖动，根据不同规格铸管的需要其下行速度在一定范围内连续可调。

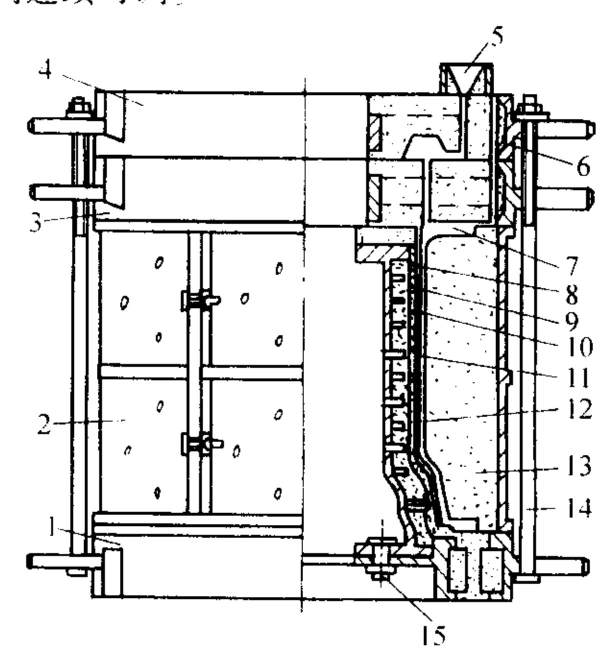


图 5.12-24　铸铁外结晶器铸型工艺

1—底箱；2—中箱；3—上箱；4—浇口箱；5—浇道；6—边冒口；7—型腔；8—黄泥层；9—粗砂层；10—细粉层；11—铁片包条；12—芯铁；13—砂型；14—紧固件；15—T形销

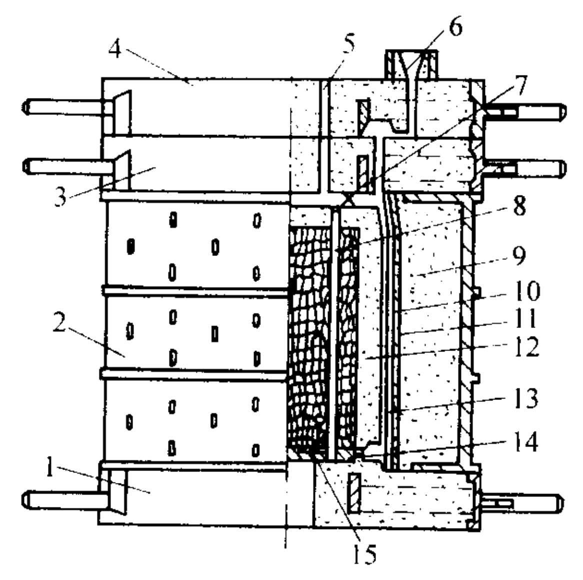


图 5.12-25　铸铁内结晶器铸型工艺

1—底箱；2—中箱；3—上箱；4—浇口箱；5—冒口；6—浇道；7—撑头；8—圆钢；9—黄泥层；10—粗砂层；11—细粉层；12—砂型；13—型腔；14—芯底板；15—焦炭

表 5.12-11　结晶器工作壁修复方法

名　称	修复方法	适用范围
磨修法	1）用砂轮或锉对结晶器工作面局部受损处进行磨修，使受损面磨平，符合使用要求 2）可以在铸管机上进行磨修，快速方便	用于修复各种材质结晶器工作面的轻微砸伤、划伤和小孔眼缺陷

续表 5.12-11

名称	修复方法	适用范围
挤压法	1）外结晶器工作壁变形后，套上相同直径的铸铁圆柱体，用压力机将其挤压通过变形区，使鼓出的变形面挤平 2）内结晶器工作面变形后，在其内部放入分片组成的金属圆柱体，用压力机从其内表面向外挤压，将变形的凹面向外挤平 3）可以准备几种不同直径尺寸的挤压模具供选用，挤压后尺寸基本恢复原状，一般可反复挤压使用3～5次	用于修复变形的铜质结晶器工作壁，采用此法可显著提高结晶器的使用寿命
车削法	1）在内外结晶器工作面尺寸偏差允许范围内，用车床将结晶器变形部分切削掉再行使用 2）一般只可修复2～3次	用于修复不能采用挤压法修复的变形的结晶器工作壁
焊补法	结晶器工作壁受损或有孔眼缺陷，用焊补方法焊补，然后用砂轮磨平使用	用于修复结晶器工作面局部砸伤、划伤和孔眼缺陷

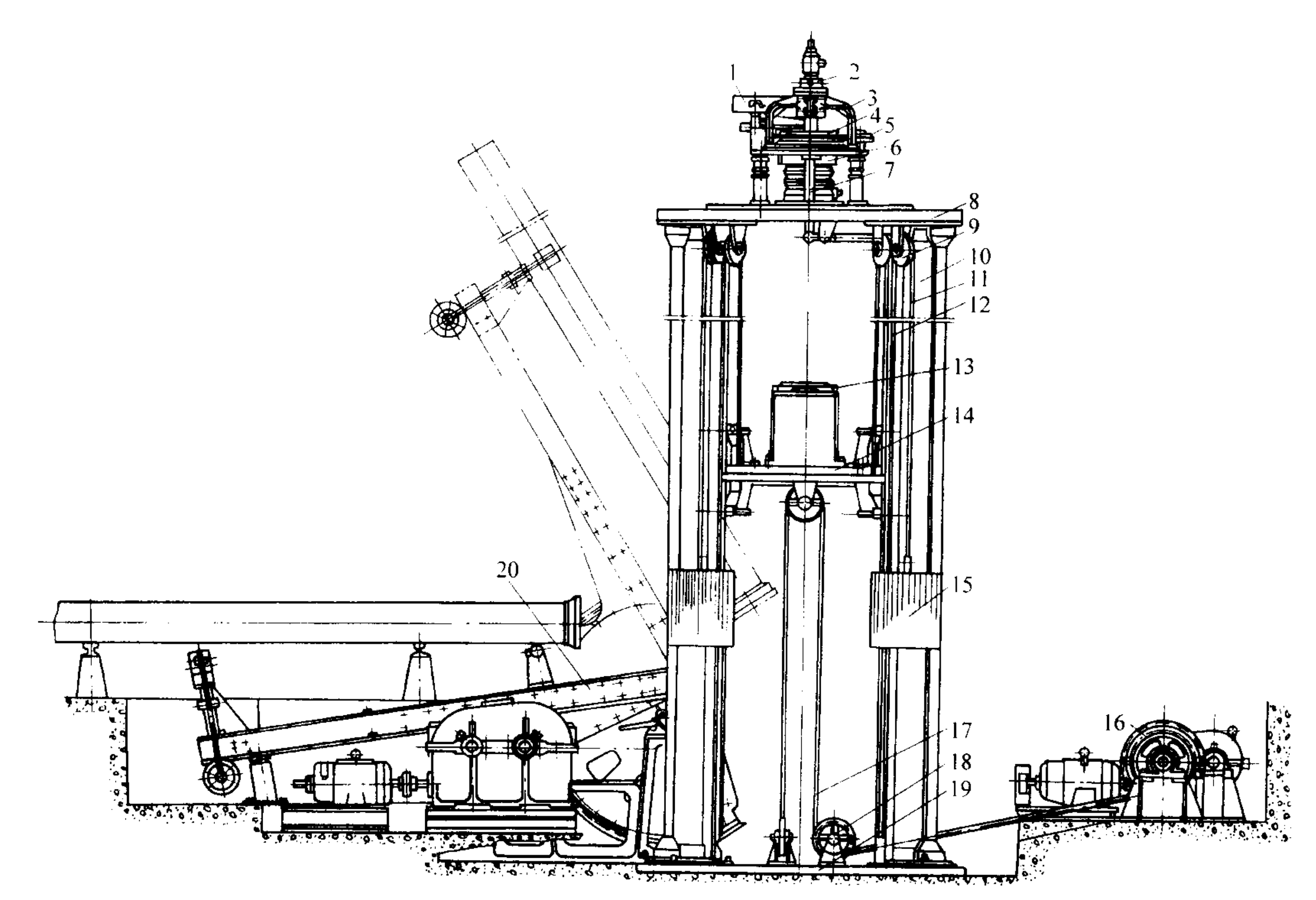


图 5.12-26 全钢丝绳拉管连续铸管机总图

1—漏斗和流槽；2—内结晶器；3—内结晶器支架；4—转浇杯；5—转浇杯转动装置；6—外结晶器；7—振动装置；8—上平板；9—上平板绳轮；10—立柱；11—重砣钢绳；12—导轨；13—引管盘座；14—升降盘；15—重砣；16—升降盘传动装置；17—钢绳；18—下平板绳轮；19—下平板；20—抱管机

② 承口芯 在升降盘的引管平台上安装承口芯可以形成铸管承插接口的内部形状，一次性使用的承口芯可使用芯砂或树脂砂制作如图 5.12-28 及图 5.12-29 所示。

金属芯分整体芯和分片组合芯两种，铸铁制造的金属芯可多次使用。整体铸铁芯如图 5.12-30 所示。整体铸铁芯的壁厚为 25～35 mm，具有 1 mm 的斜度并具有脱芯机构，在铸管承接口凝固后趁高温将承口芯脱出，防止承接口芯被抱死。

大尺寸铸管一般采用的分片组合式铸铁承口芯（见图 5.12-31），组芯时结合处预留间隙并以芯砂填充以增加承口芯的容让性使脱芯容易进行。

③引管装置 铸管过程中升降盘向下运动时必须将铸管的承口部分与引管平台卡紧，确保铸管随升降盘向下运动，铸管结束时又需将铸管承口与引管平台自动脱开，以便将铸管抱出。引管机构可以实现这一要求。利用分片铸铁承口芯利用铅封槽实现自动引管装置如图 5.12-32 所示，引管时杠杆在重力的作用下绕轴转动，使其顶端的自动卡爪向外翻动牢固扣紧承口铁芯内壁的凹槽，承口铁芯的凸缘带动铸管向下运动。当升降盘运动到最低位置时，杠杆被挡块托起，卡爪反向翻转自动与承口铁芯脱开完成引管动作。图 5.12-33 是利用与铸管承口连带铸出的燕尾凸块齿条重砣实现自动引管的装置。不同引管机构的特点及适用范围见表 5.12-12。

2）结晶器振动装置 结晶器固定在振动机构上，在铸管过程中结晶器需沿铸管运动方向按一定的振幅和频率有规律地上下振动，以保证铸管凝固与脱型顺利进行，结晶器的振动是通过固定在结晶器的振动台板、弹簧、杠杆、偏心机构及减速机实现的（见图 5.12-34）。不同规格铸管对结晶器的振动参数要求见表 5.12-13。

3）浇注车及旋转式浇杯 浇注车将铁液浇注到浇注系统的流槽内进入旋转式浇杯。浇包固定在浇注车上，通过钢丝绳卷扬机或液压传动倾转浇包。浇注速度应与连续铸管凝固速度匹配，当两流浇注时，必须在铁液流槽上设置铁液流量分配机构，确保两支铸管的凝固与拉管动作同步。图5.12-35是钢丝绳卷扬传动浇注车，其技术参数见表5.12-14。

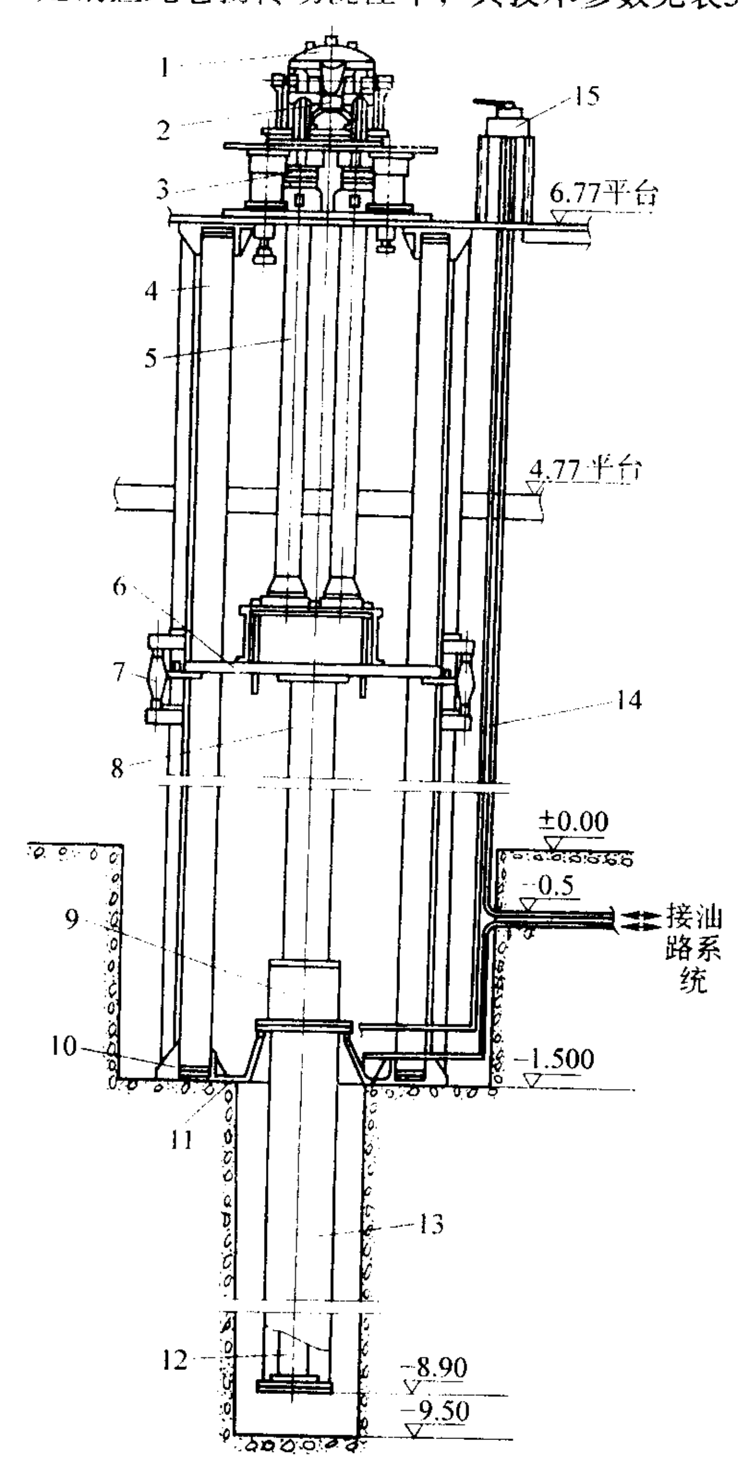


图5.12-27 液压连续铸管机

1—浇注车；2—浇注系统；3—结晶器；4—导轨；5—铸铁管；6—升降盘；7—导轨滑块；8—活塞杆保护套；9—保护套导座；10—导轨底座；11—液压缸固定座；12—液压缸；13—液压缸固定套；14—油管；15—流量控制阀

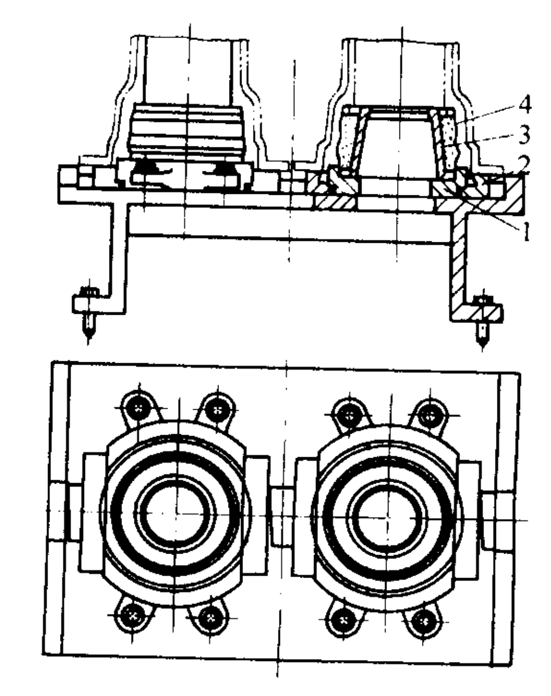


图5.12-28 承口砂芯使用安装图

1—承口芯座；2—引管板；3—芯骨；4—承口砂芯

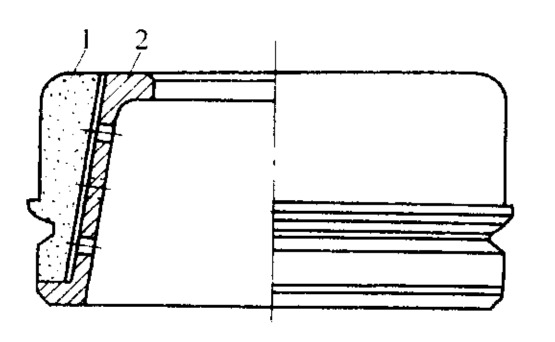


图5.12-29 树脂砂承口芯使用组装图

1—树脂砂环状承口芯；2—芯铁座

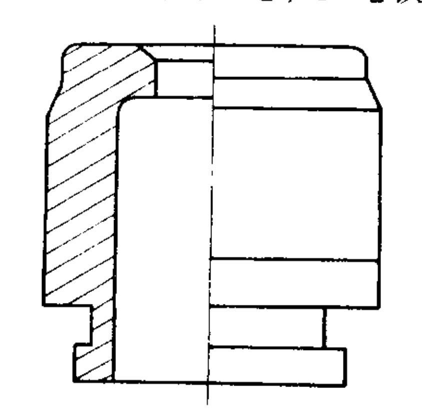


图5.12-30 整体铸铁承口芯

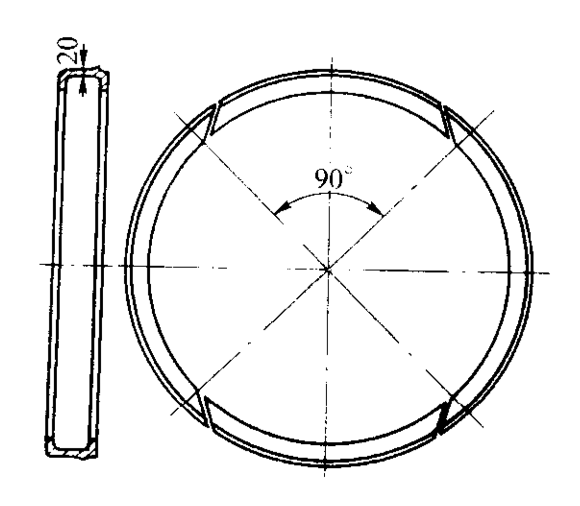


图5.12-31 φ1 200管用分片铁承口芯

（材质HT150，壁厚20 mm，每片之间间隙10 mm，用砂泥抹缝）

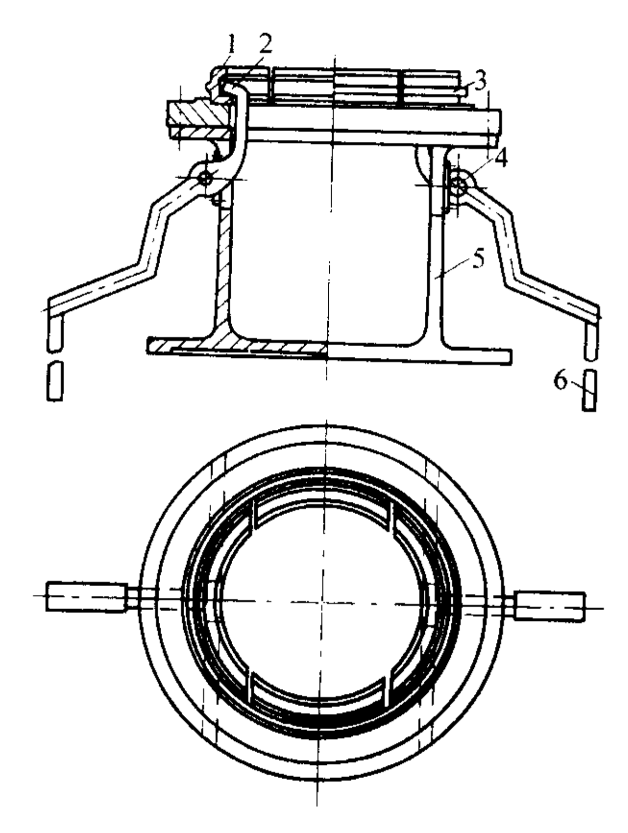


图5.12-32 分片铸铁承口芯利用铅封槽自动引管装置

1—分片铁承口芯；2—自动卡爪；3—承口芯铅封槽凸缘；4—轴；5—引管座；6—杠杆

旋转式浇杯固定在与结晶器组合在一起的齿圈上，如图5.12-36所示，齿轮圈由机械传动，浇杯通过齿轮圈进行旋转。浇杯内打结耐火材料，每次浇注完成后都要清理浇杯并涂刷石墨涂料。浇杯采用雨淋式浇口如图5.12-37所示。

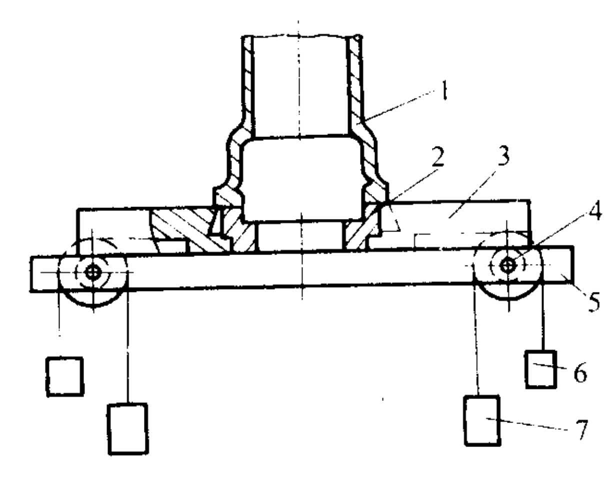


图 5.12-33 燕尾凸块齿条重砣自动引管装置

1—铸铁管；2—承口芯座；3—齿条引管板；4—齿条卷筒；5—升降盘；6、7—重砣

表 5.12-12 引管装置的结构、特点适用范围

引管形式	结构、特点	适用范围
承口外形引管	1）利用承口外形上小下大凸缘引管 2）引管力大、可靠 3）不消耗铁液，不增加清理量 4）承口外表产生白口层，结合部分用久后产生毛刺。外观粗糙	用于小直径铸铁管及承口带凸缘的排水铸铁管
燕尾槽凸块引管	1）在承口下端铸出两块燕尾槽铁进行引管 2）通过设计燕尾槽大小，控制引管力 3）结构简单 4）多消耗铁液，增加清理工作量	用于各种铸铁管
分片铸铁承口芯凸槽引管	1）利用分片铁承口芯铅槽凸缘引管 2）引管力大、可靠 3）不消耗铁液。无清理量，承口美观	用于采用分片铁承口芯的铸铁管

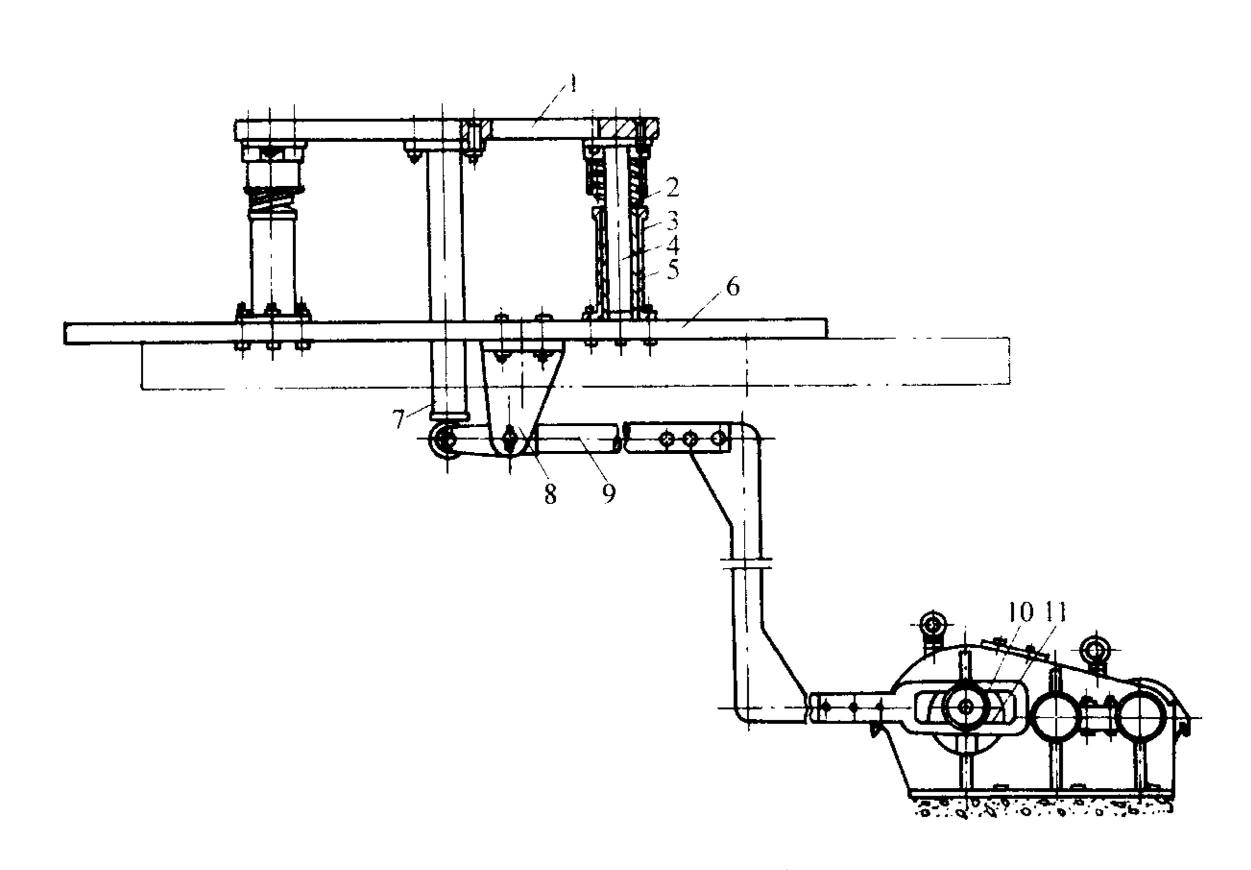


图 5.12-34 结晶器振动装置

1—振动上板；2—弹簧；3—铜套；4—立轴；5—立轴外套；6—振动下板；7—振动支架；8—支点座；9—杠杆；10—杠杆连杆；11—减速器

表 5.12-13 振动装置参数

铸管直径/mm	ϕ75 ~ ϕ100	ϕ150 ~ ϕ300	ϕ400 ~ ϕ800	ϕ200 ~ ϕ1 200
铸管根数/根·次$^{-1}$	2	2	1	1
振动频率/次·min^{-1}	140	140	180	175
振幅/mm	4 ~ 10	4 ~ 10	4 ~ 10	4 ~ 10
杠杆比 i	9	9	11	11
电动机功率/kW	2.8①	1.7	5.5	5.5
电动机转速/r.min^{-1}	1 450	1 450	1 450	1 450
减速比 i	10.31	10.31	8.05	8.23

① 与转浇杯机构共用。

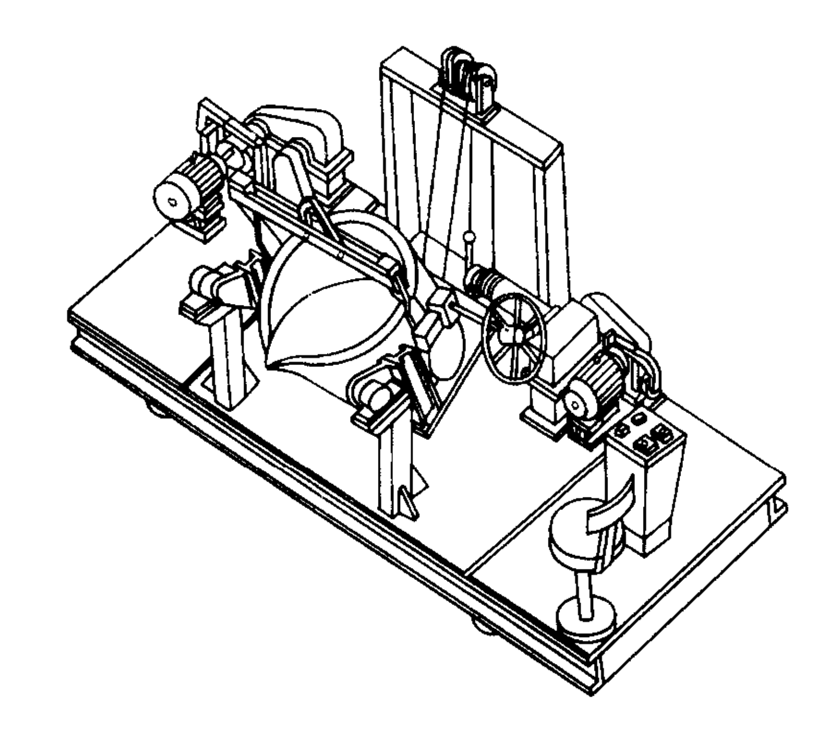


图 5.12-35 钢丝绳卷扬传动浇注车

雨淋式浇口用漏斗、流槽和转浇杯浇孔的面积及数量根据铸管的尺寸按下列经验公式计算

$$A = K\frac{vQ}{\sqrt{h}} \tag{5.12-3}$$

式中，A 为浇注系统中浇孔应具有的总面积，cm^2；h 为浇注系统中浇孔处的金属液面高度，cm；v 为铸管的拉管速度，m/s；Q 为铸管每米长度的重量，kg/m；K 为系数，用于铸铁时，$K=3.9$。

按式（5.12-3）算出漏斗、流槽和转浇杯各层应具有的面积后，根据其浇孔个数和形式，就可计算出浇孔尺寸大

表 5.12-14 钢丝绳卷扬传动浇注车技术参数

浇包容量 /t	倾翻机构				行车机构				
	倾翻钢绳速度 /m·min⁻¹	倾翻角度 /(°)	电动机		行车速度 /m·min⁻¹	轨距 /mm	轮距 /mm	电动机	
			功率 /kW	转速 /r·min⁻¹				功率 /kW	转速 /r·min⁻¹
1.0	1.6	90	2.2	960	15.7	1 000	1 877	3	1 450
2.0	2.0	90	2.2	960	15.7	1 000	2 600	3	1 450
5.0	2.18	90	4	960	26.2	1 180	3 000	2.5	960

小。如采用圆形浇孔，则浇孔直径为

$$\phi = 1.13\sqrt{\frac{A}{N}} \qquad (5.12\text{-}4)$$

式中，ϕ 为计算的浇孔直径，cm；N 为浇孔个数。

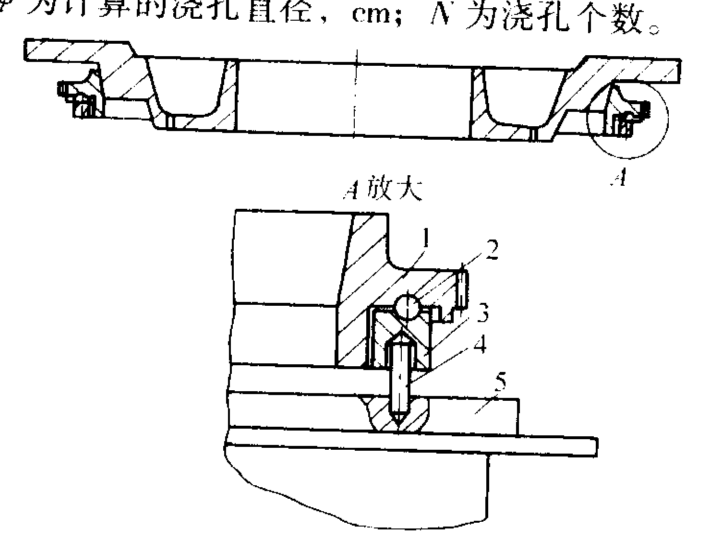


图 5.12-36 滚珠式转浇杯齿轮圈
1—齿轮圈；2—滚珠；3—齿轮圈座；4—固定支杆；5—结晶器

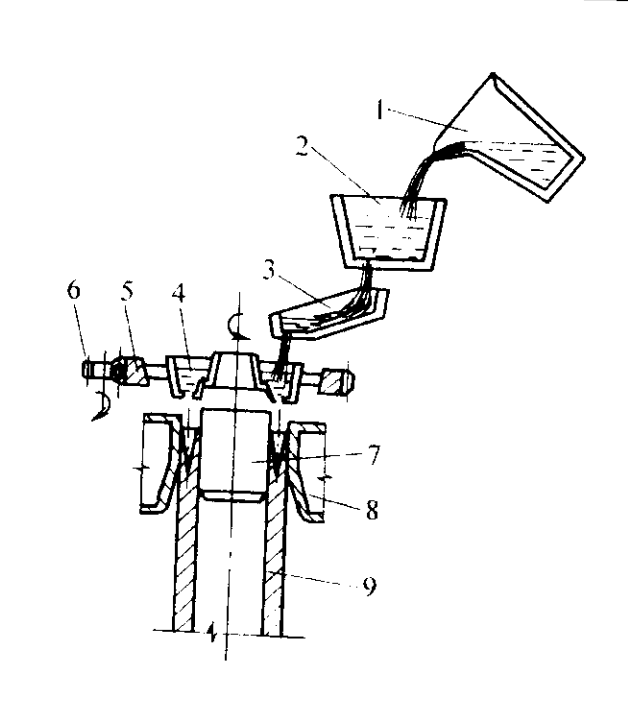


图 5.12-37 雨淋式浇口结构图
1—浇包；2—流量控制漏斗；3—均流流槽；4—转动浇杯；5—转动齿轮圈；6—转动齿轮；7—内结晶器；8—外结晶器；9—铸铁管

4）抱管机 抱管机的机械运动范围较大，当铸管完成后它需由水平位置旋转升起至竖直位置。抱管机应做到运动噪声小、动作迅速、准确有力而又不损伤铸管的圆整度。抱管机运动的传动方式有齿轮传动，钢丝绳卷扬传动和液压传动。图 5.12-38 及图 5.12-39 分别是不同传动系统的抱管机。不同传动形式的抱管机比较见表 5.12-15。抱紧机构一般采用液压和气动驱动，液压抱紧装置如图 5.12-40 所示。

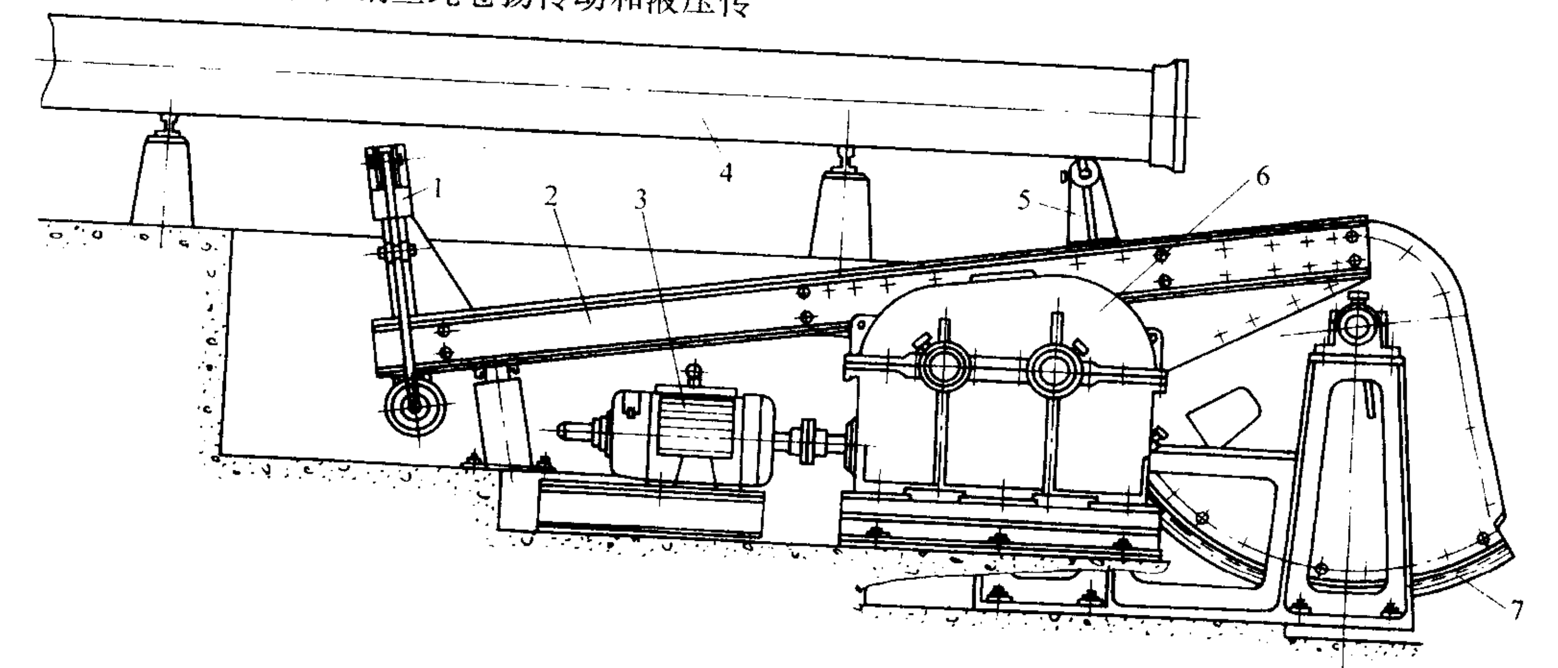


图 5.12-38 齿轮机械传动升降抱管机
1—抱管机构；2—抱管机架；3—电动机；4—铸铁管；5—托管机构；6—减速器；7—机架传动齿轮

5）调直规圆机 铸管经抱管机、送管车送至调直规圆机上进行修整，其工作原理是利用铸管自身尚处在高温塑性阶段，在调直规圆机支承轮的带动下铸管绕自身轴线旋转并冷却，达到对铸管进行圆整和校直的目的，小直径铸管步进多管并列式规圆机如图 5.12-41 所示，对大直径铸管则采用单列规圆机。

2.2 主要工艺参数及其控制

（1）连续铸管生产的工艺要点

图 5.12-39 液压抱管机

1—活动管道；2—铸铁管；3—轨道；4—抱管机架；5—抱管装置；6—机架座垫；7—抱管液压缸；8—升降液压缸；9—抱管机座

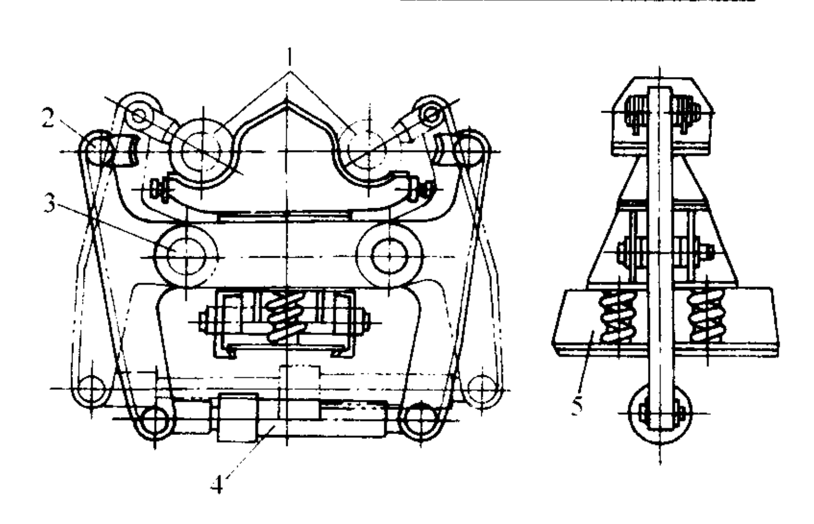


图 5.12-40 双流铸管抱管机的液压传动抱紧装置图

1—铸管；2—抱管头；3—铰链；4—液压缸；5—抱管机机架

连续铸管由多道工序组成，因此必须做到生产准备工作周到细微、铸管过程中工艺参数控制方便、机械动作准确平稳，才能保证产品质量和连续生产的顺利进行，其工艺要点是：

1）生产前检查各机械部分的运行状况确保升降台、浇注车、浇包、结晶器振动、转动浇杯、抱管机工作平稳可靠。

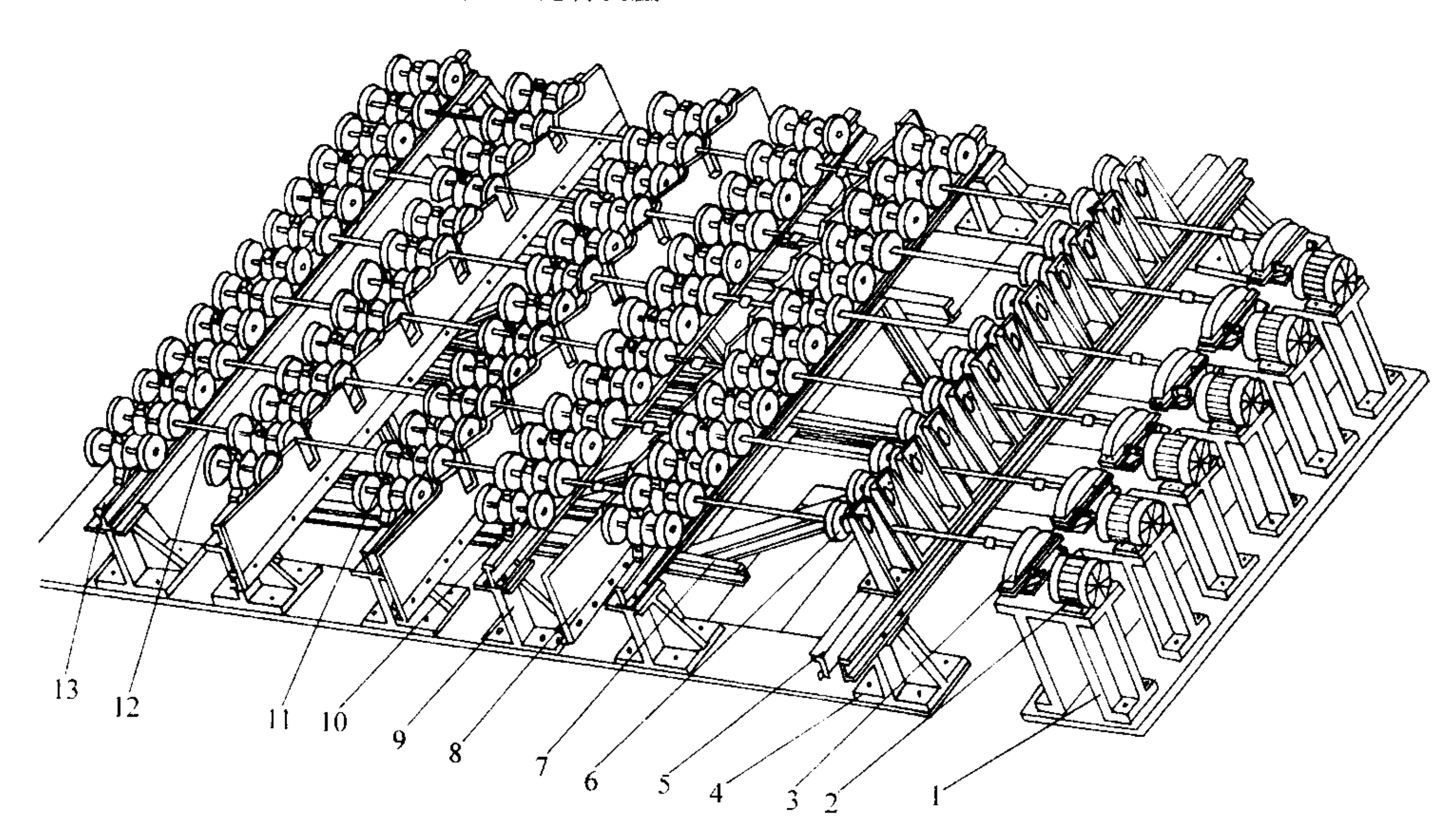


图 5.12-41 多管并列组合调直规圆机

1、4—底座；2—电动机；3—减速器；5—止推盘支架；6—止推盘装置；7—大车架；8—步进装置；9、13—支架；10—从动轮装置；11—主动轮装置；12—主动轴

表 5.12-15 抱管机升降装置传动形式比较

传动形式	结构	特点
齿轮传动	抱管机架的上升和下降，靠齿轮传动	1）上升下降不平稳 2）上升下降难于准确定位 3）操作困难 4）齿轮受力大，易损坏，维修量大
钢丝绳卷扬传动	抱管机架。上升靠重块作用，下降靠卷扬钢丝绳拖动	1）上升下降不平稳 2）上升下降定位不准 3）操作困难 4）设备简单、投资低
液压传动	抱管机架上升下降靠液压缸活塞杆传动	1）机架上升下降传动平稳，可实现快速、慢速 2）上升下降定位准确 3）操作方便，可实现联动控制 4）设备投资较大

2）检查结晶器冷却水路畅通、无漏水，结晶器轴线与升降台运动轴线重合。

3）承口芯安装定位准确，引管机构动作灵活。

4）结晶器工作壁要保持清洁、平整，每次铸管前需对工作壁涂刷植物油涂料，减小铸管与工作壁之间的摩擦。

5）首次浇注前浇杯要刷涂料并预热，每只管浇注完后应及时清理浇杯，并补刷涂料。

(2) 主要工艺参数及其控制

1）铁液化学成分控制　为保证铸管的顺利进行，铸铁管的化学成分设计应考虑使铁液具有流动性好，白口倾向小，收缩小的性质，为此选择偏过共晶成分，一般 CE = 4.3% ~ 4.5%（质量分数）见表 5.12-16。

2）铁液的浇注　浇注温度视不同管径控制在 1 250 ~ 1 350℃之间。起始浇注速度以快速充满承口部分为度，液面上升至距外结晶器上口 150 mm 左右放慢浇注速度，待凝

固层有一定厚度时启动结晶器振动台，拉管开始后浇注速度应与铸管速度相适应，保持液面稳定在距外结晶器上口50 mm左右处。当双流拉铸时要调整铁液分配槽，使两管结晶器中液面基本一致。铸管定长信号发出时，停止浇注。

表 5.12-16 灰铸铁管化学成分及力学性能

化学成分（质量分数）/%					抗拉强度 σ_b/MPa	压环强度 /MPa	硬度 HBS
C	Si	Mn	P	S			
3.5～3.8	2.0～2.4	0.6～0.8	≤0.1	≤0.07	160～220	350～500	180～300

浇杯的旋转速度可按下式估算：

$$n = 670\sqrt{\frac{1}{S_y}\left[\left(\frac{R}{r}\right)^2 - 1\right]} \qquad (5.12\text{-}5)$$

式中，n 为转浇杯转速，r/min；R 为外结晶器工作壁半径，mm；r 为浇孔外缘的中心圆半径，mm；S_y 为浇孔到结晶器内金属液面的距离，mm。

3）结晶器振动参数 铸管时结晶器沿轴线按一定的频率和振幅振动，其目的是确保铸管的顺利脱型与凝固。振动频率、振幅及拉管速度之间的关系如下

$$f = K\frac{v}{A} \qquad (5.12\text{-}6)$$

式中，f 为结晶器振动频率，$\min^{-1}$；A 为结晶器振幅，指振动周期中结晶器单向移动的最大距离，mm；v 为拉管速度，mm/min；K 为系数，$K = 0.6 \sim 0.8$。

式中 A 值根据铸管的尺寸及壁厚以及拉铸速度在2～24 mm之间选用，一般铸管尺寸较大时 A 取较小值，拉铸速度越快 A 取较大值，A 值选定后再通过公式得到适宜的振动频率。

4）脱型时间及拉管速度 铁液开始浇注至开始拉铸的时间为脱型时间，脱型时间 τ_t（s）由铸管承口充满时间 τ_c 和管身凝固至一定厚度的时间 τ_q 组成即

$$\tau_t = \tau_c + \tau_q \qquad (5.12\text{-}7)$$

金属液充满结晶器承口（或法兰）的时间按下式计算

$$\tau_c = \frac{G}{v} \qquad (5.12\text{-}8)$$

式中，τ_c 为金属液流满承口（或法兰）时间，s；G 为承口（或法兰）的质量，kg；v 为承口（或法兰）的金属液浇注速度，kg/s。

管身处金属液在结晶器内凝固至一定厚度所需的时间 τ_q（s）按式（5.12-9）计算。

$$\tau_q = K\frac{\delta\gamma q}{\alpha\Delta t} \qquad (5.12\text{-}9)$$

式中，δ 为结晶器脱型区管壁凝固层厚度，一般 $\delta = B/2$，B 为脱型区底部管壁厚度，mm；γ 为金属液密度，kg/m³；q 为金属的结晶热和物理热，kJ/（kg·K）；α 为结晶器散热系数，W/（m²·K）；Δt 为结晶器两侧高温金属和冷却水的温差，℃；K 为系数。

按式（5.12-9）做出的壁厚、浇注温度与脱型时间的关系如图5.12-42。已知结晶器脱型区壁厚 B、铁液浇注温度 t_j，即可按图查出脱型时间 τ_q。

拉管速度（铸造速度）是连续铸管中十分重要的参数，拉管速度要与铸管凝固相适应，过慢的拉管速度会使铸管与结晶器工作壁抱紧，造成工作壁磨损、划伤，降低铸管表面质量，同时铸管组织中易产生白口，拉管速度过快会因凝固层薄而产生铸管变形或铁液泄漏事故，合理的拉管速度可由铸管拉出结晶器出口的温度来判断。一般铸管出口温度控制在950～1 080℃为宜，管径越小出管温度越高。

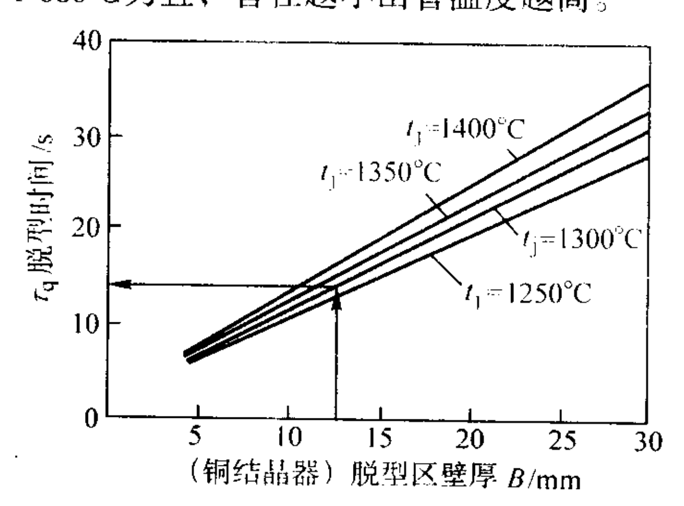


图 5.12-42 脱型时间与壁厚、浇注温度的关系图

不同类型铸管生产典型工艺参数见表5.12-17～表5.12-19。

表 5.12-17 承插管工艺参数

铸铁管		拉管参数				冷却水					
公称直径 /mm	管壁厚度/mm	铁液浇注温度 /℃	脱型时间 /s	出管温度 /℃	拉管速度 /m·min⁻¹	温升/℃		水压/MPa		流量/m³·min⁻¹	
						外器	内器	外器	内器	外器	内器
75	9	1 300～1 360	23～26	1 000～1 080	2.0～2.20	10～20	10～20	0.15～0.25	0.15～0.25	0.095～0.155	0.125～0.204
100	9	1 300～1 360	25～28	1 000～1 080	1.8～2.15	10～20	10～20	0.15～0.25	0.15～0.25	0.095～0.155	0.125～0.204
150	9.5	1 300～1 360	27～30	1 000～1 080	1.7～2.10	10～20	10～20	0.15～0.25	0.15～0.25	0.095～0.155	0.125～0.204
200	10	1 300～1 360	29～32	1 000～1 080	1.65～2.05	10～20	10～20	0.15～0.25	0.15～0.25	0.171～0.27	0.316～0.36
250	10.8	1 240～1 300	32～35	1 000～1 050	1.59～1.81	10～20	10～20	0.15～0.25	0.15～0.25	0.171～0.27	0.316～0.36
300	11.4	1 240～1 300	35～3S	1 000～1 050	1.54～1.76	10～20	10～20	0.15～0.25	0.15～0.25	0.243～0.317	0.316～0.36
350	12	1 240～1 300	38～40	1 000～1 050	1.38～1.63	10～20	10～20	0.15～0.25	0.15～0.25	0.243～0.317	0.316～0.36
400	12.8	1 240～1 300	40～43	1 000～1 050	1.29～1.50	10～20	10～20	0.15～0.25	0.15～0.25	0.342～0.54	0.50～0.825
450	13.4	1 240～1 300	43～45	1 000～1 050	1.26～1.4	10～20	10～20	0.15～0.25	0.15～0.25	0.342～0.54	0.50～0.825
500	14	1 240～1 280	45～50	1 000～1 050	1.15～1.32	6～18	6～18	0.15～0.25	0.15～0.25	0.486～0.634	0.50～0.825
600	15	1 240～1 280	50～60	1 000～1 050	1.07～1.26	6～18	6～18	0.15～0.25	0.15～0.25	0.486～0.634	0.50～0.825
700	16.5	1 240～1 280	60～65	1 000～1 050	1.0～1.13	6～18	6～18	0.15～0.25	0.15～0.25	1.32～2.06	1.28～2.12
800	18	1 240～1 280	65～70	1 000～1 050	0.92～1.05	6～18	6～13	0.15～0.25	0.15～0.25	1.32～2.06	1.28～2.12
900	19.3	1 210～1 280	70～80	1 000～1 050	0.77～0.89	6～18	6～18	0.15～0.25	0.15～0.25	1.32～2.06	1.28～2.12
1 000	22	1 240～1 280	80～90	1 000～1 050	0.70～0.85	6～18	6～18	0.15～0.25	0.15～0.25	1.32～2.06	1.28～2.12
1 200	25	1 240～1 280	90～100	1 000～1 050	0.64～0.81	6～18	6～18	0.15～0.25	0.15～0.25	1.32～2.06	1.28～2.12

注：冷却水流量是根据部分实测，并按结晶器进出水管直径简化推算得到的。

表 5.12-18 法兰管工艺参数

管子		转浇杯		拉管参数							冷却水			
公称直径/mm	管壁厚度/mm	(孔径/mm)×(个数/个)	转速/$r \cdot min^{-1}$	铁液浇注温度/℃	脱型时间/s	出管温度/℃	拉管速度/$m \cdot min^{-1}$	液面高度/mm	振幅/mm	频率/次$\cdot min^{-1}$	压力/MPa		温升/℃	
											外器	内器	外器	内器
80	8	$\phi7.5\times4$	14	1 300～1 350	30～40	950～1 050	1.2～1.4	30～40	4～6	1 800	0.2	0.2	10～15	10～15
100	9.5	$\phi7\times6$	14	1 300～1 350	30～40	950～1 050	1.2～1.4	30～40	4～6	180	0.2	0.2	10～15	10～15
125	10	$\phi7\times6$	14	1 300～1 350	30～40	950～1 050	1.2～1.4	30～40	4～6	180	0.2	0.2	10～15	10～15
150	10.5	$\phi7\times6$	14	1 300～1 350	30～40	950～1 050	1.0～1.2	40～60	4～6	180	0.2	0.2	10～15	10～15
200	11	$\phi7\times6$	14	1 300～1 350	30～40	950～1 050	1.0～1.2	40～60	4～6	180	0.2	0.2	10～15	10～15
250	11.5	$\phi8\times6$	14	1 300～1 350	30～40	950～1 050	1.0～1.2	40～60	4～6	180	0.2	0.2	10～15	10～15

表 5.12-19 薄壁管工艺参数

管子		转浇杯		拉管参数						冷却水			
内径/mm	壁厚/mm	(孔径/mm)×(个数/个)	转速/$r \cdot min^{-1}$	铁液浇注温度/℃	脱型时间/s	出管温度/℃	拉管速度/$m \cdot min^{-1}$	振幅/mm	频率/次$\cdot min^{-1}$	压力/MPa		温升/℃	
										外器	内器	外器	内器
98	3.5	$\phi8\times2$	14	1 390	14	1 050	1.9	4	200	0.06	0.06	8	8
101	4.75	$\phi8\times2$	14	1 390	14	1 050	1.8	4	200	0.06	0.06	8	8
106	4	(10×4)×4	14	1 390	14	1 050	2.03	4	200	0.06	0.06	8	8
152	4.75	(12×5)×4	14	1 390	14	1 050	1.75	5.5	140	0.06	0.06	8	8

2.3 铸铁管主要缺陷及防止方法

见表 5.12-20。

表 5.12-20 铸铁管主要缺陷产生原因及防止方法

种类	特征	产生的主要原因	防止方法
渗漏(漏水、漏气)	1)铸铁管耐水压试验时，管壁渗水或漏水 2)渗漏多发生在承口部位及距承口1 m以内的管壁上 3)渗漏处管壁多有铁豆、铁片、夹杂及气孔	1)铁液浇注温度低，流动性差，堵塞浇杯浇孔，减慢了拉管速度 2)转浇杯或中间包安装不平和不正，浇孔开得不正，转浇杯转速过大，造成铁液进入结晶器内淋在工作壁上，形成铁片、铁豆夹在管壁中，铁液温度低时不能熔合而产生孔隙 3)转浇杯或中间包浇孔过大，铁液浇注速度过慢或断流，造成转浇杯内存不满铁液，致使熔渣、涂料等杂物进入结晶器内夹入管壁中生成孔隙 4)开始浇注时铁液流过小，或双流拉管时调流不均，产生铁片、铁豆、冷隔、气孔等 5)铁液含硅量过高，或碳当量过高，含锰量过低(w(Mn)<0.5%)，管壁铸铁组织疏松 6)承口芯表面没有清理干净，砂芯强度低，烘的不干，造成夹砂和气孔 7)结晶器工作壁及承口部位未刷油或刷油过多、刷油不均，而造成冷隔、气孔 8)结晶器表面不光，有坑孔，造成粘挂铁液，形成铁片夹入管壁中。结晶器壁渗水漏水造成管壁冷隔和气孔	1)提高铁液的出炉温度和浇注温度，加大浇注速度，低温铁液禁止浇注 2)转浇杯或中间包装正、装平稳，适当减低转浇杯转速，使铁液进入结晶器内时不淋在结晶器壁上 3)转浇杯或中间包孔眼不得过大，增大浇注速度，及时浇满转浇杯内铁液，并一直保持2/3高度 4)开始浇注铁液时，视浇注温度高低，铁液流大小要适当。双流浇注时分流要均，调流要及时平稳 5)严格控制铁液成分，应在合适的范围 6)承口芯表面吹扫干净，干燥好，砂芯强度要高 7)结晶器工作壁及承口部分每浇注一次，重新刷油一次，油要均匀适量 8)结晶器表面有坑、孔，结晶器壁渗水漏水，要及时更换

续表 5.12-20

种类	特征	产生的主要原因	防止方法
重皮（挂皮、鳞）	在管体内外表面形成不熔接、熔接不良的块状或环状皮层，仅皮层上端与管体熔接	1）结晶器锥度区太长，工作壁变形严重，使管子下移时，凝固层与器壁产生间隙，上部铁液流入而造成 2）结晶器工作壁不光滑，有孔眼和缩松，在该处粘附铁液而成铁皮，脱落后夹入管壁 3）内外结晶器组装不正、不同轴，升降盘运行不平稳，造成拉管时凝固层与结晶壁间隙时大时小，铁液渗入成片 4）结晶器材质不良，导热性差，凝固层薄，拉管速度快时引起断层粘壁挂皮 5）结晶器壁刷油少或不均匀，造成器壁无润滑，粘挂铁液，随着液面波动裹入管壁中	1）缩短结晶器锥度区长度，工作壁变形严重时及时更换，结晶器内铁液液面应控制在器壁变形区之下 2）结晶器工作壁应光滑，磨去横向刀纹，不得有孔眼、划伤和缩松 3）内外结晶器安装要正、垂直、同轴，升降盘运行要平稳 4）选用热导性好的材质制作结晶器，适当减缓拉管速度 5）结晶器壁要刷油，并刷均匀
冷隔（对接、重接）	管壁截面铸铁呈现不熔接或熔接不好的圆边缝隙	1）铁液成分不合适，浇注温度低，流动性差，转浇杯没有预热，浇孔堵塞不流 2）转浇杯设计或安装不合适，造成转动不灵、停转 3）铁液浇注不稳定、不均匀，断流，结晶器内液面上下波动大 4）浇注速度慢，双流浇注时，铁液流分配不均，调节不及时 5）结晶器工作壁漏水，或冷却水进入结晶器内	1）调整好铁液成分，提高铁液浇注温度，充分预热好转浇杯、流槽、漏斗 2）合理设计、正确安装转浇杯，使之转动正常、灵便 3）铁液浇注均匀稳定，不断流 4）浇注速度合适，双流浇注时调节要及时，使铁液分配均匀 5）结晶器漏水应及时更换
沟陷（主要是内沟）	在管壁内表面上出现间断的、分散的或连续的纵向沟槽。沟陷处壁厚减薄，下部浅而宽、上部窄而深，纵向凹面呈喇叭状	1）沟陷是在液相深度区产生和发展的，在内外凝固层产生膨胀及收缩的变化不相适应时引起变形，当内凝固层受压变形生成内沟，直至形成角形沟槽或流出铁液时而终止 2）铁液化学成分选择不当，造成凝固层初始膨胀大 3）拉管速度显著影响沟陷程度，拉管速度快，液相深度深，沟陷则严重 4）内外结晶器冷却强度比值不当，内结晶器锥度大，冷却强度差，内结晶器工作壁形状不能和内凝固层的膨胀收缩相适应而形成间隙，使内凝固层初始膨胀充分进行 5）铁液进入结晶器内不均匀或转浇杯不转，影响到液相深度和凝固层厚度在圆周上分布不均 6）内外结晶器安装不正、不同轴，造成管壁厚度不均，偏厚处易出沟陷	1）正确选择铁液化学成分，控制内外结晶器冷却比，使凝固层的变化相适应。加大结晶器冷却强度，降低拉管速度，缩短液相深度，以限制沟陷的发展 2）采用接近共晶成分的过共晶铸铁，炉前加少量硅铁孕育 3）调整结晶器内液面高度，适当降低拉管速度 4）选择导热性能好的材质做内结晶器，缩小内结晶锥度，拉制球墨铸铁管时采用上、下部直径大、中部直径稍小的“双曲线型”内结晶器，使其和内凝固层膨胀收缩相适应 5）保持铁液进入结晶器内的均匀性，转浇杯转速正常，调整浇孔个数和大小以不使液面凝固封闭为原则 6）准确控制结晶器的配套尺寸，装正、垂直、同轴、型腔间隙均匀一致
白口	管壁表层铸铁呈白口组织	1）铁液中碳硅含量低，锰含量太高 2）拉管速度低，快慢不均，造成脱型出管温度过低，达不到自行退火消除白口的效果 3）内外结晶器安装不正，管壁厚度不均匀，壁薄处冷却速度过快 4）浇注温度过低 5）球墨铸铁铁液孕育不充分	1）增加铁液碳硅含量，降低锰含量（w（Mn）≤0.8%） 2）提高拉管速度，实现拉管无级调速，使拉速均匀。提高拉管脱型时的出管温度 3）调整好结晶器的间隙，使管壁厚度均匀一致 4）提高浇注温度 5）加强球墨铸铁的孕育
弯曲	管体外观不直，特别是小直径管最易发生	1）内外结晶器安装不垂直、不同轴，管壁厚度不均，造成冷却不均而弯曲 2）结晶器与升降盘不同轴，升降盘上下运行不平稳，铸管脱型后歪向一边 3）结晶器振动装置不平稳，振幅过大 4）抱管操作不当，撞击红热的铸管，抱管时引管装置未打开，抱管放平时抱头未松开 5）红热铸管没有及时放倒，放平的红管调直不及时 6）铸铁成分不合适，含锰量过高，使红热铸管冷硬过快 7）拉管速度太慢，出管温度过低，影响调直效果	1）内外结晶器安装要垂直、要同轴，型腔间隙均匀，使管壁厚度一致 2）保持升降盘垂直平稳升降，和内外结晶器保持同轴 3）振动装置要平稳，适当减小振幅 4）抱管时不撞击红热铸管，引管装置要预先打开再抱管，管子放平时抱头先松开 5）红热铸管及时抱倒，及时调直，调直机要保持完好 6）铸铁成分控制适当，含锰量不要过高 7）增大拉管速度，提高出管温度

续表 5.12-20

种类	特征	产生的主要原因	防止方法
裂纹	外裂是发生在管体外表面的裂纹	1）划伤裂　由于外结晶器壁上有划伤凹槽，使铸管该处表面冷却缓慢而成缩凹并贯穿管身，凹槽底出现缩裂 2）鼓包裂　由于结晶器变形，拉管液面低，拉管速度太快，浇注温度太高，使器内凝固层过薄，被铁液静压力挤出和挤裂，裂纹处外鼓并挤出铁珠或铁液流 3）缩裂　铸管内壁冷却较快、外表层收缩受阻而被拉裂，球墨铸铁管铁液孕育不足，钛等微量元素含量过高 4）外伤裂　抱红管时抱头力量过大，造成抱裂，各种砸裂、撞裂、摔裂，多发生在管壁薄的插口端，严重时裂透管壁	1）检查外结晶器工作壁粗糙度，划伤深度及宽度超过规定的结晶器应停止使用 2）根据结晶器变形情况控制液面。并降低浇注温度，减慢拉管速度，变形严重的结晶器停止使用 3）严格控制铁液成分，采用接近共晶成分的过共晶铸铁，并加硅铁孕育，球墨铸铁管在浇注前可采用倒包孕育，控制不利元素（磷、钛等）含量 4）抱头压力调整合适，正确运行，铸管的搬运、吊装、卸管等操作做到平稳安全
	瘪裂：管体外表面产生纵向凹陷，严重的凹陷处管壁内表面发生裂纹	瘪裂多数是由于其相对应的管体内表面产生严重的内沟陷，在冷却收缩中引起的变形	采取一切有利于消除内沟陷的措施，内沟陷消除后，瘪裂即消除
	内平裂：管体内表面平面处产生裂纹，裂纹比较细小，多发生在脱型区段管壁薄处（壁厚不均）与产生白口层的内表面上	1）铁液碳硅含量低，锰含量高，铸铁收缩性大 2）开始浇注铁液流小，脱型时液面过高，脱型时间过长 3）铁液浇注温度低，拉管速度太慢，拉速不均 4）内结晶器锥度小，变形后下部直径变大，出现倒锥，拉管时将内凝固层挤裂 5）结晶器安装不垂直、不同轴，造成壁厚不均。结晶器振动不平稳	1）控制合适的化学成分，减小铸铁的收缩性 2）降低脱型液面，缩短脱型时间 3）提高铁液浇注温度，增快拉管速度，做到拉速均匀 4）增大内结晶器锥度，当结晶器变形而出现倒锥时及时更换 5）结晶器安装要同轴，结晶器振动要平稳
	内沟裂：发生在内沟陷处的裂纹	内沟裂是由于铸管内壁产生沟陷引起，当形成角形沟槽时，沟两旁的凝固层受折叠而出现折裂，叫沟上裂。沟陷生成后，在冷却过程中，易在沟底产生缩裂	1）消除沟陷的措施都适用于防止内沟裂 2）提高铁液出炉温度，加入质量分数为0.1%～0.3%的FeSi75进行孕育处理
鼓包	在管体内外表面出现局部鼓起，严重的产生破裂，流出铁液	1）结晶器工作壁局部变形，拉管时结晶器液面控制不适当 2）拉管液面过低，拉管速度太快 3）铁液进入结晶器内沿圆周方向不均匀，进液多的部位形成热节，产生鼓包 4）结晶器锥度大，安装不正，使管壁厚度不均	1）结晶器变形严重的应停止使用，或使金属液面控制在变形处以下 2）控制液面高度，减慢拉管速度 3）浇孔大小合适，转浇杯内存满铁液，转浇杯转动正常 4）结晶器锥度合适，内外结晶器应装正、同轴，型腔间隙应均匀
错位	铸管承口内管体内外凝固层未连成一体，脱型时内壁部分相对上移一段距离	1）脱型时间稍早，脱型时内外凝固层未连成一体，故未同步脱型 2）内结晶器锥度小，下部变形，脱型阻力增大 3）使用铸铁承口芯时，其使用温度太高	1）掌握适当的浇注速度，控制合适的脱型时间 2）保持内结晶器正常锥度，严重变形的要及时更换 3）降低铸铁承口芯的使用温度

3 水平连续铸造铸铁型材

用水平连续铸造方法获得的具有等截面的铸铁坯称为铸铁型材。铸铁型材的截面可以是圆形、矩形、多边形等多种不同形状，采用水平连铸工艺，铸铁型材长度可根据使用需要确定。铸铁型材的材质有不同牌号的灰铸铁，球墨铸铁及其他合金铸铁，由于其优良的综合力学性能、高的致密性、良好的加工性能而得到快速发展。国际上铸铁型材生产技术开发始于20世纪50年代末，到70年代铸铁型材已在工业发达的国家得到广泛的应用，目前在工业发达的国家铸铁型材的年需求量已接近10万吨。

3.1 铸铁型材概述

（1）生产过程原理

铸铁水平连铸生产线的生产装备按工艺过程依次沿轴线排列如图5.12-43所示。

浇包将经处理后的铁液浇入保温包中。保温包内液面保持一定的高度，铁液流入安装在保温包下方的水冷石墨铸型（结晶器）中与事先置入型腔的引锭头前端的螺钉铸合，铁液在石墨铸型中凝固一定时间待有一定凝固层厚度时启动牵引机，牵引杆按步进方式一步一歇地将具有与铸型相同截面形状而其心部还有尚未凝固铁液的铸坯拉出结晶器形成铸铁型材。随着牵引过程的进行，逐段卸走引锭杆，最终将铸铁型材引入牵引机。铸铁型材按牵引机的节奏不停向前运动形成连续生产。铸铁型材通过同步切割机时在其顶部切槽，经过压断机时被折断。出线机构将已折断的型材推送出生产线。按一定的节奏将铁液加入保温包保持生产的连续进行。保温包内铁液顶面至结晶器中心线的高度称为压头，为保证良好的充型和补缩，避免液面过低会造成浮渣被冲入铸型，保温包中铁液应保证一定的压头高度（见图5.12-44）。表5.12-21是不同尺寸铸铁型材所需的铁液压头。

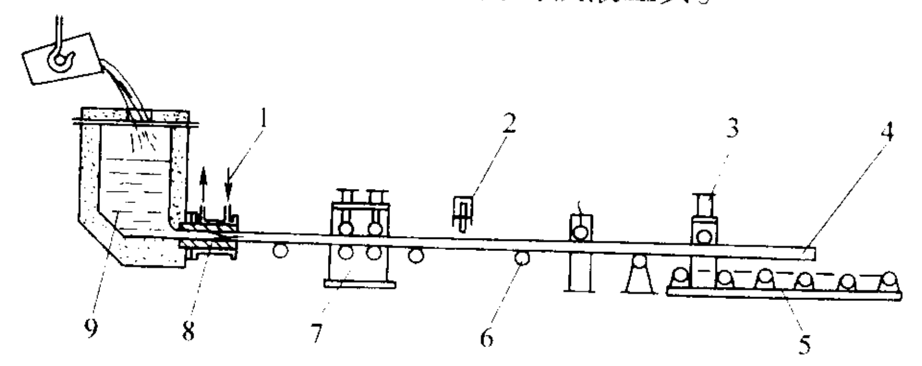


图5.12-43 铸铁型材水平连续铸造工艺简图
1—冷却水；2—切割机；3—压断机；4—铸铁型材；5—型材出线装置；6—支撑辊；7—牵引机；8—结晶器；9—保温包

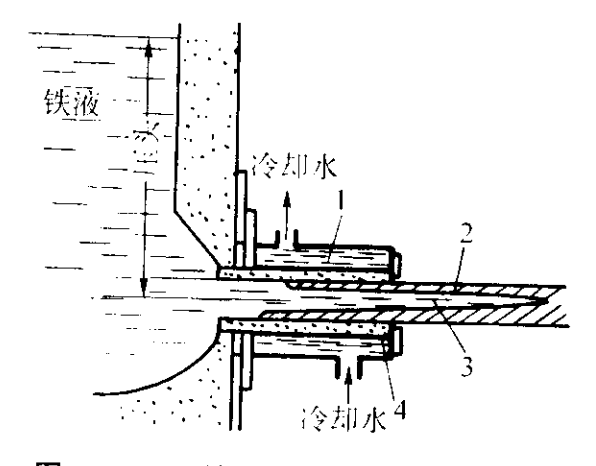


图5.12-44 铸铁型材的凝固过程简图
1—水冷套；2—凝固部分；3—未凝固部分；4—石墨型

表5.12-21 保温包中铁液压头要求

圆棒直径/mm	铁液压头/mm
11~45	250~450
50~145	290~540
150~250	380~690
260~450	550~715

结晶器中铁液的凝固特点如图5.12-45所示，铸铁型材以步进方式向结晶器出口方向移动，其凝固层也在步进中不断加厚。铁液进入结晶器后即开始冷却形成凝壳，距离铁液入口越近附着在铸型型壁表面的凝壳越薄，在型材运动时凝壳在某一固定位置被撕开，断裂面运动到下一步距停下之后随即与涌来的铁液铸合成有足够高强度的外壳，并形成一道铸合痕迹，称为节纹线。型材再继续移动时型材节纹线处已有足够的强度不会再被撕开，型材每移动一个步距表面即形成一道节纹线，正常情况下节纹线的深度约0.5 mm以内，在铸铁型材加工时即可去除。

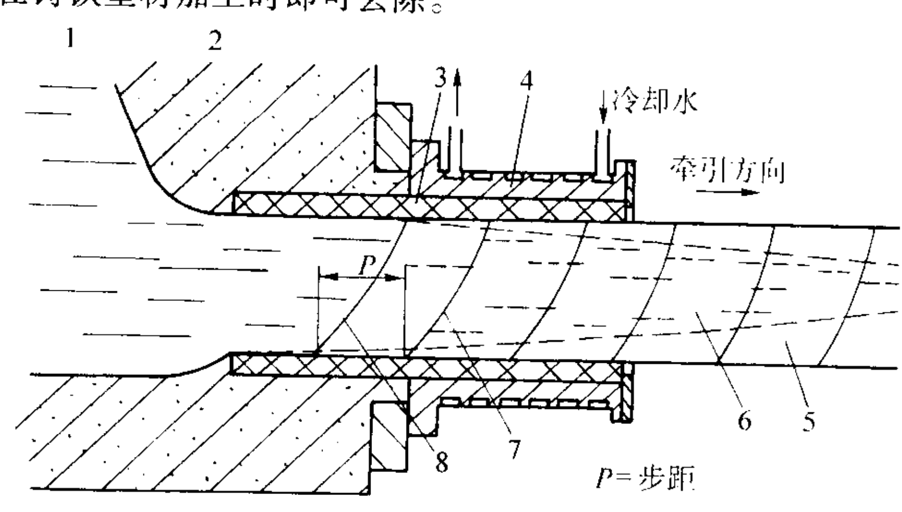


图5.12-45 铸铁型材结晶前沿状态示意图
1—金属液；2—保温包；3—石墨铸型；4—水冷套；5—已凝固层；6—液芯；7—节纹线；8—凝壳被撕裂的前沿

结晶器出口处铸铁型材的中心部仍未凝固的金属液被称为液芯，液芯离开结晶器后在空气中冷却凝固过程中释放出的潜热会使型材表面温度回升，一般温度回升发生在距结晶器出口500~1 000 mm处，温度回升具有一定的自退火作用，有助于消除型材表面因激冷生成的碳化物。

（2）铸铁型材的组织、性能特点

1）水平连续铸造工艺的特点

① 结晶器设在保温包下方，保证了纯净的铁液进入结晶器。

② 保温包使铁液具有极好的补缩作用，确保铸铁型材内部致密。

③ 在水冷石墨型中铸铁型材的冷却速度大约是砂铸的30倍，这样可以大大细化显微组织。

④ 连续铸造可以严格控制各工艺参数，使不同炉次的铸铁型材稳定达到同一质量水平，这样有利于满足大批量生产条件下对毛坯质量稳定性的要求。

2）铸铁型材的组织与性能特点

① 化学成分特点 铸铁型材凝固速度高，在成分上选择稍高的碳当量，以避免出现白口，当需要加入激冷倾向较大的Cr、Mo等元素时以少量多元素为宜。表5.12-22是普通铸铁型材化学成分范围。

表5.12-22 铸铁型材主要化学成分

牌号	主要化学成分范围（质量分数）/%				
	C	Si	Mn	P	S
HT150	3.2~3.7	2.2~3.4	0.4~0.8	≤0.15	≤0.12
HT200	3.1~3.6	2.2~3.4	0.6~0.9	≤0.15	≤0.10
HT250	3.0~3.6	2.2~3.4	0.7~1.0	≤0.15	≤0.10
HT300	2.9~3.5	2.2~3.4	0.8~1.2	≤0.15	≤0.10
QT450-10	3.0~3.7	2.3~3.2	≤0.4	≤0.08	≤0.03
QT500-7	3.0~3.7	2.3~3.2	≤0.4	≤0.08	≤0.03

铸铁型材的晶粒细小，可减轻元素偏析倾向，利用这一

特点灰铸铁型材中的磷的质量分数可提高至0.2%～0.3%而不影响整体力学性能，还可以提高减磨性。由于石墨的细化，促使在共析转变时碳原子在石墨粒子上的沉淀而促成铁素体基体的形成。加入0.8%～1%（质量分数）Cu或0.15%～0.3%（质量分数）Cr可以有效地提高型材中的珠光体数量。

② 组织特点　灰铸铁型材表层为细小的D型石墨。球墨铸铁的石墨球细小圆整，型材表层15 mm范围的石墨球数可达到300～600个/mm²。表5.12-23是普通球墨铸铁中石墨球数的统计结果。

表5.12-23　圆形截面普通球墨铸铁型材石墨球数[①] 个·mm⁻²

型材直径/mm \ 位置	距边缘8 mm	1/2R	中心
φ45	729	219	168
φ90	563	77	64
φ150	238	73	47
φ230	301	88	50

① 选自生产统计数据。

③ 力学性能特点　砂型铸造条件下灰铸铁是用浇注φ30 mm砂型试棒能达到的力学性能来检测材质牌号的，而铸铁型材材质牌号只能在型材本体上取样进行测定，型材截面尺寸越大冷却速度就越慢，同一材质牌号的灰铸铁型材的力学性能指标应与型材的尺寸有较大关系，表5.12-24是依据国标GB/T 1334—1989制定的相同材质牌号不同尺寸灰铸铁型材的强度指标。

表5.12-24　灰铸铁型材抗拉强度指标[①]

型材牌号	型材尺寸/mm					
	≈30	>30～40	>40～60	>60～100	>100～160	>160～250
	最小抗拉强度/MPa					
HT150	150	145	130	120	105	90
HT200	200	195	170	160	145	130
HT250	250	240	220	200	180	165
HT300	300	290	250	230	215	195

注：1. 表中"型材尺寸"指圆形截面型材的直径，对于矩形或异形截面者而言，指与之截面积相等的圆形型材的直径（简称换算直径），宽厚比大于5的板材"型材尺寸"为型材厚度的2倍。
2. 性能指标为本体取样，型材尺寸小于45 mm者为中心取样，其余为1/2半径处取样。

① 数据来源于我国部分铸铁型材厂联合制定的企业标准LHQB1—1998。

球墨铸铁型材的综合力学性能好，特别是在相同强度条件下，球墨铸铁型材的伸长率δ有较大提高（见表5.12-25）。相同牌号不同尺寸球墨铸铁型材力学性能指标与型材尺寸的关系不像灰铸铁那样敏感，见表5.12-26。由于石墨及基体晶粒的细化，铸铁型材抗疲劳性能得到较大提高，表5.12-27是在相同牌号的抗拉强度条件下铸铁型材与砂型铸造材质的疲劳性能对比。

表5.12-25　φ80 mm球墨铸铁型材与砂型铸造试样定量金相及力学性能测定结果

试样	石墨球平均直径/μm	平均石墨球数/个·mm⁻²	平均单个铁素体晶粒面积/μm²	球化率/%	抗拉强度 σ_b /MPa	屈服点 $\sigma_{0.2}$ /MPa	伸长率 δ /%	化学成分（质量分数）/% C	Si	RE	Mg
连铸试棒	22.03	523.0	359.9	90	517.5	361.2	23.36	3.3	3.1	0.012	0.026
砂型铸造试棒	58.62	162.7	668.5	80	430	262.4	16.08	3.6	2.8	0.019	0.021

表5.12-26　球墨铸铁型材抗拉强度及伸长率指标[①]

牌号	型材尺寸/mm ≈120		>120～250	
	抗拉强度/MPa	伸长率δ/%	抗拉强度/MPa	伸长率δ/%
QT450-10	450	10	400	8
QT500-7	500	7	420	5
QT600-3	600	3	550	2
QT700-2	700	2	650	1

① 数据来源于我国部分铸铁型材厂联合制定的企业标准LHQB1—1998。

表5.12-27　铸铁型材与砂型铸造材质疲劳性能比较

材质	试样号	抗拉强度/MPa	平均抗拉强度/MPa	平均疲劳强度/MPa	疲劳比/%
灰铸铁型材	L—1	311.4	317.6	210.8	0.664
	L—2	342.0			
	L—3	299.0			
砂型铸造灰铸铁	S—1	324.8	318.9	133.0	0.42
	S—2	311.2			
	S—3	320.7			

注：每组十只试样，分别测定能承受10⁵循环次数的试样有效载荷数据的平均值，每组有效载荷数据不少于3个。

铸铁型材具有优良的耐压致密性。采用图5.12-46试样，灰铸铁型材耐压致密性的测定见表5.12-28。球墨铸铁型材断面上沿圆周及径向硬度分布见表5.12-29。

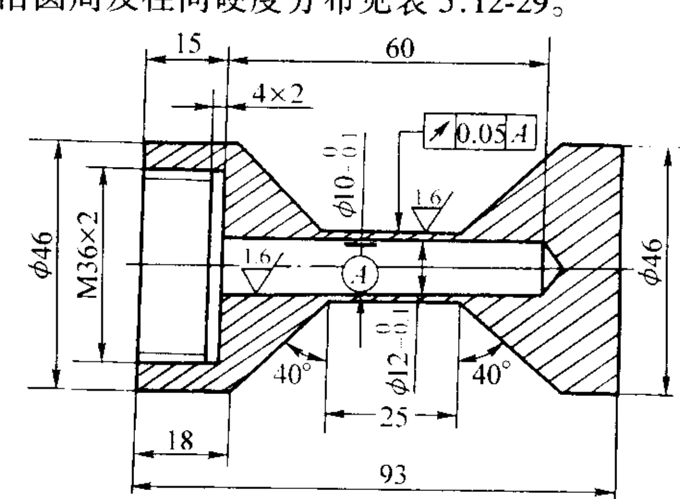


图5.12-46　耐压致密性试样的结构

表5.12-28　耐压致密性试验结果

条件	状态	编号	点渗压力/MPa	周渗压力/MPa	爆破压力/MPa	碳当量CE/%
灰铸铁型材	正火	107-9	无	无	34.38	4.47
		107-14	无	无	32.34	4.47
		105	无	无	41.14	4.25
	铸态	102	无	无	40.18	4.18
		105	无	无	至43.12无爆、无漏	4.25

表 5.12-29 圆形球墨铸铁型材横截面硬度 HBS 分布[①]

直径 /mm	统计数据	测定位置（距边缘的距离）				
		5 mm	1/4*R*	1/2*R*	3/4*R*	*R*
130	平均值	189	188	191	194	194
	极差	20	13	12	13	—
145	平均值	194	190	196	199	198
	极差	13	13	7	13	—
150	平均值	178	175	185	185	185
	极差	23	14	9	10	—
230	平均值	177	171	173	175	177
	极差	12	11	9	7	—
230	平均值	177	171	173	175	177
	极差	12	11	9	7	—

① 选自生产统计数据。

铸铁型材表面平整、洁净，硬度均匀具有良好的机械加工性，可提高机械加工的速度，减少刀具磨损，零件加工成品率可高达99%以上，特别适合作为自动加工机床的坯料。

我国利用等温淬火工艺生产 ADI 零件如齿轮、耐磨衬套等工作条件苛刻的零件已取得良好效果（见表 5.12-30）。铸铁型材优良的热处理响应及电镀、焊接性能也将会在工业中找到更多的应用领域。

表 5.12-30 球墨铸铁型材与砂铸材质等温淬火后的性能对比

试样条件	球化等级	石墨大小	基体组织	抗拉强度 /MPa	伸长率 /%	硬度 HRC
砂型铸造	1~2	5~6级	上贝氏体+下贝氏体+残余奥氏体	1 300.8	4.43	33~36
连　铸	1~2	7级	上贝氏体+下贝氏体+残余奥氏体	1 320.9	10.4	36~38

注：表中数据为六组试样平均值。

3）铸铁型材的应用　铸铁型材以其优良的力学性能，高的内在质量将逐步替代用砂铸方法生产的棒坯材料及等截面铸件。目前铸铁型材正在液压、机床、动力、冶金、纺织、印刷、运输及通用机械制造中得到广泛应用。铸铁型材在工业中的典型应用见表 5.12-31。

表 5.12-31 铸铁型材的典型应用举例

应用领域		典型应用
液压	阀	组合阀、减压阀、溢流阀、电磁阀、底板、液压集成块
	缸	活塞、顶盖、液压缸端盖、导向套
机床及一般机械产品	机　床	套筒、活塞、液压缸端盖、销、弹簧卡套、齿轮、轴套、法兰盘、带轮类、导轨、丝杠、刀盘、联轴器、卡盘、导杆
	印刷机械	油墨辊、导板、齿轮
	土木机械	阀、液压缸活塞、集成块、辊子、带轮
	纺织机械	齿轮、轴承罩壳、平衡块、上滚、导管、轴承、轴瓦、槽筒轴
	农业机械	耕耘机带轮、活塞、顶盖、轴瓦、联合收割机带轮
	起重机械	轴承座、滑轮、轴套、轴瓦、平衡块
	冶金机械	高速线材轧机冷却段传送辊、输送辊
	其他	造纸、包装、食品加工机械等部件、机加工刀杆、石油钻井保安部件、卷烟机减速齿轮
交通运输	汽　车	发动机齿轮、机械密封、轴套、衬垫、平衡块
	船　舶	锥杆导套、液压缸活塞、气门导套、引擎阀杆套
	铁　路	铁路运输车辆底盘耐磨套类零件
电　器		旋转式空调压缩机转子、机座、电机齿轮、冷冻机转子、高频电机壳体
金属模具		玻璃、铝合金、塑料、砂轮、压力铸造制品的模具，研磨模具及珩磨套
泵		齿轮泵齿轮、螺旋泵转子、化学泵轴、密封、转子、法兰盘、单向阀
一般通用部件		齿轮、带轮、滑轮、轴承、轴、轴瓦、轴套、凸轮、联轴器、法兰盘、平衡块、导轨、密封、滚子、底座、环、滚柱、螺母、平板、销子
其　他		油封、进料辊、滚筒、喷枪内齿轮、活塞销、活塞环、研磨套、导向滚子、连铸机滚子、气缸筒、自动门阀

3.2 主要工艺设备

铸铁水平连铸机的主要工艺装备组成如下。

1）保温包 主要功能是储存铁液。铁液在保温包中静置的过程使渣和气上浮而得到净化。保温包内液面被熔剂覆盖，防止热量损失。生产中定时将浮渣除去并更新覆盖熔剂进一步净化铁液。保温包内壁由轻质粘土耐火砖砌成，表层打结耐火材料，外壳与内壁之间是保温层，保温层由硅藻土砖、膨胀珍珠岩粉及硅酸铝纤维保温材料组成，外壳是钢板焊接结构。保温包应具有调整机构，可对保温包的位置进行调整，保证结晶器轴线与牵引运动轴线重合。保温包与结晶器结合面要平整并垂直，结晶器的定位要准确。

保温包使用后应清除残渣和冷铁，对浸蚀部分进行修复，使用前应用燃油或天然气加热至 1 000℃左右才能注入铁液。

2）结晶器 结晶器由水冷外套及石墨铸型组成（见图5.12-47）。结晶器冷却水流道为螺旋形，圆形结晶器水套内孔与石墨铸型外径采用轻过盈配合，以保证良好的冷却作用。

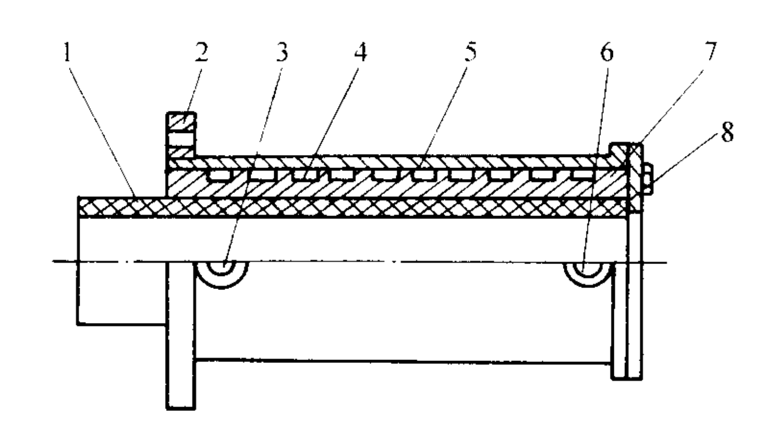


图 5.12-47 圆形结晶器结构

1—石墨铸型；2—后法兰；3—出水口；4—水道；5—外套；6—进水口；7—内套；8—端压板

铸铁水平连铸用石墨铸型采用高纯石墨加工制成，要求石墨具有较高的力学性能及硬度，低的灰分、高的化学稳定性及导热性，表 5.12-32 为铸铁连铸用高纯石墨的性能指标。一般情况下石墨铸型使用后，型孔可加工成较大尺寸的型孔重复使用，重复使用次数决定于石墨的品质和石墨型壁厚度，合理型壁厚度为 15 ~ 30 mm。圆形结晶器石墨型中也可生产其它截面形状的型材，但设计型孔时必须考虑有利于型材均匀冷却。生产较大截面矩形型材时应设计专用矩形组合式结晶器。

表 5.12-32 铸铁连铸用石墨的基本性能

规格代号	密度 /g·cm⁻³	电阻率 /μΩ·cm	肖氏硬度 HS	抗压强度/MPa	抗弯强度/MPa	导热率 /W·(m·K)⁻¹	线胀系数 /10⁻⁶K⁻¹	气孔率/%	生产厂家
IG－11 SIC－12	1.77 1.77	1 100 1 410	51 85	78.4 93.1	39.2 47.0	118 128	4.5 5.0		东洋炭素（日）
SM－600 SM－800	1.79 1.80	<1 500 <1 500		>68.6 >72.6	— —	— —	— —	<18 <17	上海碳素
G_3－Ⅱ G_3Ⅲ	1.7 1.8	<1 500 <1 200		>45 >50	>20 >20	— —	— —	≤24 ≤17	哈尔滨电碳厂
T462	1.8	≤1 600	≥40	>60	>30	—	—	≤15	自贡东新电碳厂

3）牵引机 牵引动作要求平稳，拉停节奏明显，根据不同型材的铸造工艺参数，能方便的对牵引周期（型材向前一个步距的运动时间和间歇时间的总和）、拉停比（一个周期内型材运动时间所占的比例）、牵引速度（型材运动的平均线速度）进行选择和调整。牵引辊由上辊和下辊组成，上下牵引辊可同时驱动，也可是其中之一为驱动辊，后者大多用于中、小尺寸型材多流牵引机上。液压缸对上辊施加压力，确保型材与牵引辊间有足够的摩擦力，型材随牵引辊转动有节奏的向前运动。牵引辊应有较好的表面硬度以延长工作寿命。牵引辊的驱方式分液压马达驱动和调速电动机机械减速驱动两种，图 5.12-48 是由直流电动机减速驱动的牵引机组。

4）同步切割机 铸铁型材在运动中通过同步切割机时，根据要求长度在其顶部切槽，为压断做好准备，由于切槽是在型材前进中完成，因此在切割时切割机必须与型材保持同速运行，才能确保切割砂轮片的正常工作。砂轮切割方式分水平进给和转臂进给两种，后者动作幅度较大，多为液压控制操作，系统比较复杂，对砂轮的强度要求也较高，需采用专用切割砂轮。图 5.12-49 所示为水平进给同步切割机结构简图。

同步小车由夹紧液压缸实现与型材运动同步、切割砂轮由进给液压缸驱动。切割砂轮直径磨小后可通过砂轮调整机构调整垂直位置进行补偿。切割机还应设有回位机构，待完成切割后回到原位。根据铸铁型材的材质对切口的深度有不同要求，一般切口深为型材截面高度的 10% ~ 25%。

5）压断机及型材出线 图 5.12-50 是三点折断式压断机结构简图。当型材上的切口运动到承压辊上方时，在压断液压缸的压力下将型材折断。被折断的型材经过传送辊传送到出线地点，由推出液压缸将型材推出生产线，桥式起重机将积累到一定重量的型材吊运至检验地点。

3.3 主要工艺参数及质量控制

（1）主要工艺参数

1）铁液的温度 根据型材的材质和尺寸规格选择适宜的铁液温度。铁液温度高，流动性好，型材结晶前沿移动后有很好的焊合性，但过高的铁液温度会降低生产速度或因控制不当时出现铁液泄漏事故。过低的铁液温度会降低结晶前沿铁液的焊合能力，出现冷隔、裂纹、疤皮等缺陷。一般保温包内铁液的温度应控制在 1 280 ~ 1 320℃。生产小尺寸型材时生产率较低，铁液在保温包内停留时间较长，宜选择较高的铁液温度。采用冲天炉炉前冲入法生产球墨铸铁型材时，铁液的出炉温度应在 1 450℃以上。

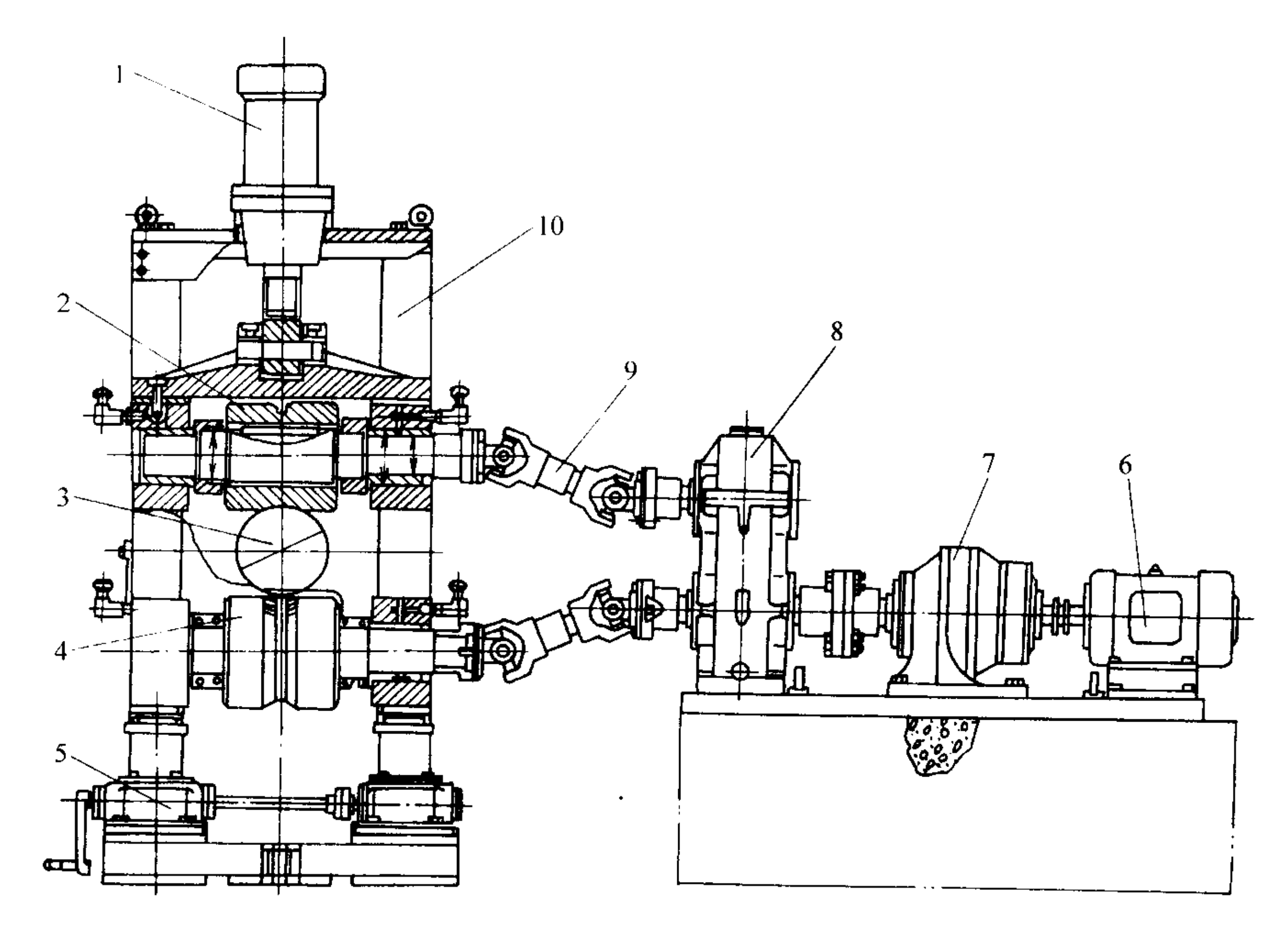


图 5.12-48　电动机减速驱动的牵引机组简图

1—液压缸；2—上辊；3—铸铁型材；4—下辊；
5—下辊调整机构；6—电动机；7—减速器；8—动力分配箱；
9—万向联轴器；10—机架

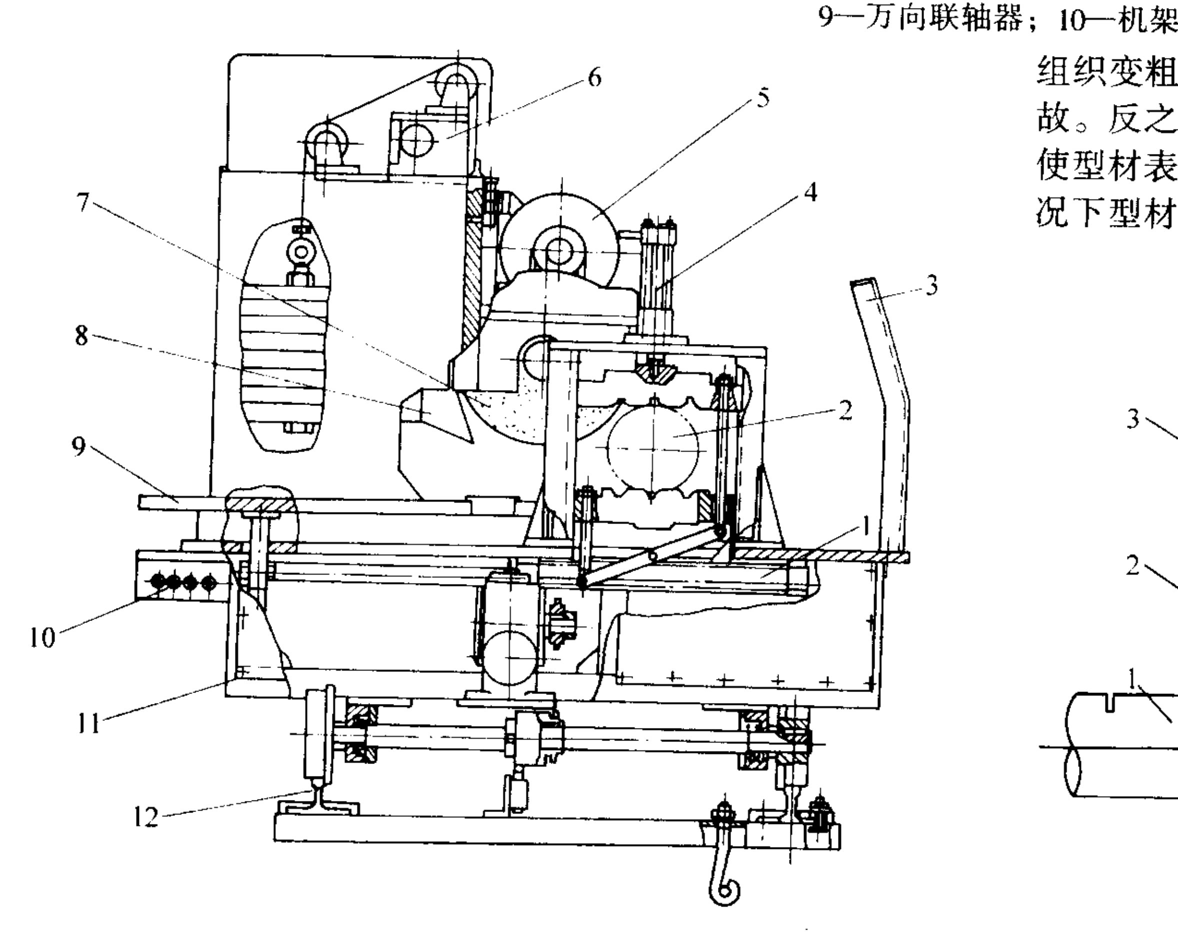


图 5.12-49　水平进给同步切割机结构简图

1—切割进给液压缸；2—铸铁型材；3—护板；4—夹紧液压缸；
5—电动机；6—砂轮调整机构；7—砂轮；8—集削罩；9—导轨；
10—输油软管接头；11—同步小车；12—同步轨道

2）铸造速度　单位时间内型材运动的距离（m/h），称铸造速度，也可采用生产率即 t/h 来描述型材的铸造速度。影响铸造速度的因素比较多，其影响作用也比较复杂，例如结晶器的导热能力，结晶器冷却的均匀性、铁液的温度、型材截面的几何形状等等。每一种规格的型材都存在一个合理的铸造速度范围，生产中应根据铸铁型材的铸造质量情况不断调整工艺参数，达到合理的铸造速度。

3）型材出口温度　型材出口温度是指铸铁型材脱离结晶器后经温度回升作用所达到的最高表面温度。型材出口温度可采用辐射或光电高温计远距离测量。影响型材出口温度的直接因素是保温包内铁液温度和铸造速度，过高的铁液温度和过快的铸造速度会使型材出口温度过高，导致型材心部组织变粗、力学性能下降，操作不当还会出现铁液泄漏事故。反之，型材出口温度过低也会造成石墨铸型型壁刮伤，使型材表面质量下降，型材产生裂纹、疤皮等缺陷。正常情况下型材出口温度控制在 900～950℃。

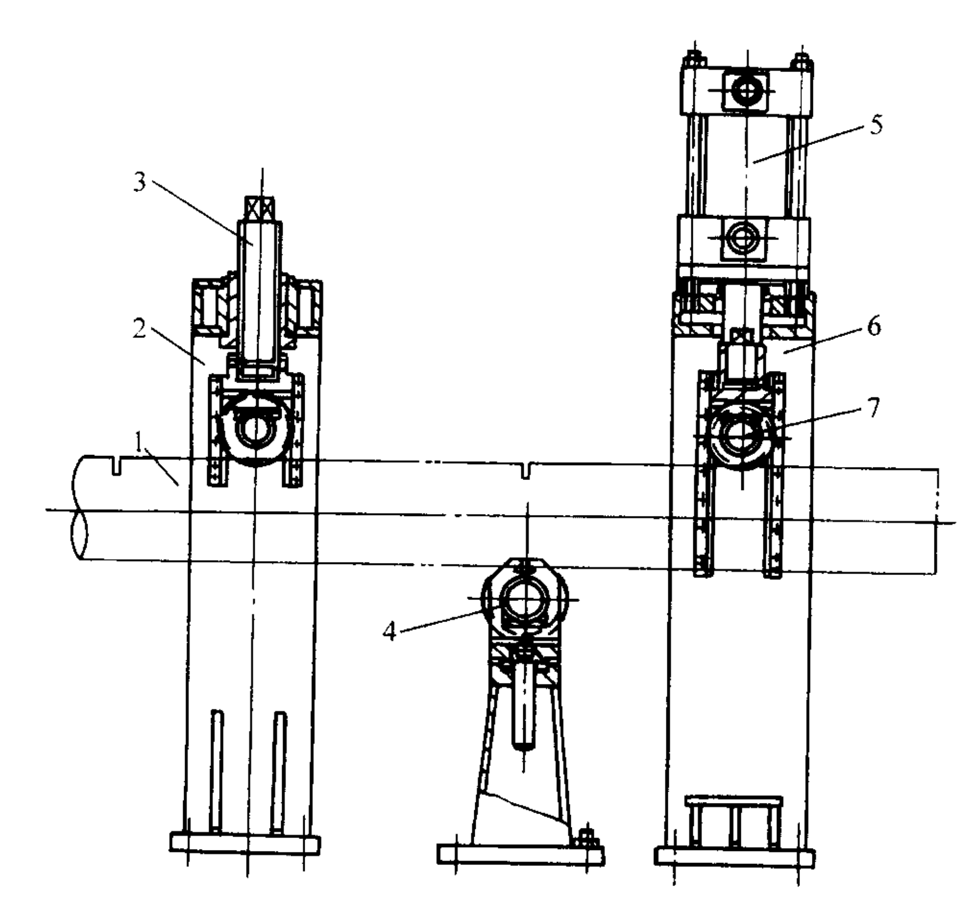


图 5.12-50　压断机简图

1—铸铁型材；2—限位龙门；3—调整丝杠；4—承压辊；
5—压断液压缸；6—压断龙门；7—压头

4）结晶器冷却水　单位时间（h）流过结晶器的冷却水体积（m^3）为冷却水流量。通过流量调节，可以满足不同规格铸铁型材对冷却强度的需要。结晶器的冷却强度除了与石墨材质的导热性有关外，还与结晶器水冷套内壁与石墨型外壁的配合紧密程度有关，结晶器水冷套多次使用后内孔的圆柱度变差，这样会在石墨与结晶器水冷套内壁的配合面上出现气隙，而大大降低结晶器的热传导效率，因此要定期检查结晶器水冷套内孔，并进行加工修复。结晶器水道结垢也将会影响结晶器的冷却能力应定期清除水垢。冷却水进入结晶

器的温度应低于35℃。

5）牵引工艺参数 铸铁型材的牵引工艺参数由牵引周期 T、牵引拉停比例 K、牵引步长 S 和牵引速度 v 组成。牵引工艺参数相互之间的关系为

$$S = TKv \quad (5.12\text{-}10)$$

式中，S 为牵引步长，在一个牵引周期内型材前进的距离，m；T 为牵引周期，s；K 为牵引拉停比，%；v 为铸铁型材运动时的平均线速度，m/s。

生产率与牵引工艺参数的关系为

$$Q = 3\,600/TSqn \quad (5.12\text{-}11)$$

式中，Q 为生产率，即铸造速度，t/h；q 为单位长度型材的质量，t/m；n 为被牵引型材的流数。

较小截面型材一般选择较小的周期，拉停比反映了在一个牵引周期内型材间歇的时间，铸铁型材的结晶前沿将在间歇时间内进行焊合，K 值范围为12%～40%，随型材截面尺寸增加 K 值逐渐减小。减小牵引周期可在相同铸造速度条件下减小步距有利于提高铸铁型材的组织均匀性和致密性，但过小的牵引周期会带来型材运动频繁、间歇时间过短反而对铸造质量产生不利影响。生产中应根据型材产品的尺寸、材质和牌号要求选择最优的牵引工艺参数的组合。

铁液温度、冷却水流量也会直接影响牵引工艺参数的选择，一般是在确保铁液温度的条件下，通过冷却水量的调节和牵引工艺参数的合理选配最终得到合适的型材出口温度。近年来采用计算机数值模拟方法对铸铁型材的凝固过程进行模拟，也可以为优化牵引工艺参数提供快捷的方法。表5.12-33及表5.12-34列举了常用规格铸铁型材的工艺参数范围。

表 5.12-33 计算机数值模拟的球墨铸铁矩形型材的连铸工艺参数

序号	球墨铸铁牌号（ASTM－536）	截面尺寸（长/mm）×（宽/mm）	截面面积/mm²	铸造速度/mm·min⁻¹	牵引速度/mm·s⁻¹	牵引步长/mm		牵引周期/s		温度/℃	
						一般用途	液压阀用	一般用途	液压阀用	石墨铸型外表	保温包铁液
1	80－55－06	86×52	4 442	250.7	12.53	39.9	14.2	5.7	2.2	899	1 263
2	65－45－12	174×144	5 056	155.0	7.75	58.1	24.9	14.9	6.4	950	1 244
3	80－55－06	51×41	2 091	301.1	15.06	29.9	11.8	3.9	1.5	880	1 277
4	65－45－12	70×46	3 220	274.8	13.74	32.7	14.0	4.7	2.0	890	1 260

表 5.12-34 几种圆形截面铸铁型材连铸工艺参数

序号	铸铁型材牌号	直径/mm	截面面积/mm²	铸造速度/mm·min⁻¹	牵引速度/mm·s⁻¹	生产率/t·h⁻¹	牵引步长/mm		牵引周期/s
							一般用途	液压阀用	
1	HT250（灰铸铁）	50	1 964	750～800	35～45	0.6～0.7	40～45	25～30	4.0
2		80	5 027	400～450	20～25	0.9～1.0	35～50	25～35	6.0
3		100	7 854	390～420	12～16	1.2～1.5	30～40	20～35	8.0
4		150	17 672	220～260	7～8	1.5～2.0	30～40	20～30	12
5	QT500－7（球墨铸铁）	40	1 257	1 000～1 100	35～45	0.5～0.6	35～40	30～35	3.0
6		75	4 418	520～580	25～30	1.0～1.1	40～50	35～40	6.0
7		90	6 362	440～500	20～25	1.2～1.4	50～60	35～40	7.0
8		135	14 314	260～290	15～18	1.6～1.8	50～60	40～50	11.0

（2）铸铁型材质量控制

和所有工业生产一样，铸铁型材的生产从原材料的进厂至产品出厂经过多道工序，每一工序都与产品质量相关，特别是对于连续铸造，任何环节出现差错，轻者会影响产品质量，严重时会造成全班产品报废或被迫终止生产。所以必须建立严格的质量控制体系。铸铁型材连续铸造生产的质量控制贯穿在生产准备、生产过程及对产品质量检验之中。

生产准备阶段：检查石墨铸型加工的尺寸，石墨型与结晶器的配合程度，检查连铸生产线上各机组的运行状况并及时排除机械故障，特别注意检查牵引机的牵引动作控制是否准确稳定。

生产过程中：铁液的熔炼质量直接关系到铸铁型材的组织与性能，对铁液的成分应及时了解，采用炉前快速检验方法及时掌握铁液的碳、硅元素变化，发现问题要及早调整炉料。用冲入法生产球墨铸铁时，确保每一包铁液的反应情况稳定，连续生产中某一包铁液的处理出现问题，将会破坏保温包中铁液的球化质量、引起石墨球化率下降或球化衰退，因此应在每次加入新铁液之前在保温包中取样通过打断后的断面形貌了解包内铁液的石墨球化质量，一旦发现问题应在下一包处理时适当进行补偿。型材压断后的断面形貌也会反应出铸铁型材的质量状况，对宏观断口的准确分析可以快速判断问题，但需要检验人员具有一定的工作经验。建立在线快速金相检验可以比较准确的判断问题所在。生产现场对每个铸铁型材应进行编号并建立现场检验记录，对出现问题的

型材应及时处理，分类管理。

产品质量检查：首先对现场记录中出现问题的型材进行核查，查清问题出现时至问题纠正时的编号，将不合格的型材剔除。除对型材的常规检验包括金相、力学性能、化学成分的检查外，还要对铸铁型材外观及尺寸公差进行检查。正常生产情况下每间隔两小时应在生产线上留取检验试样。连铸条件下产品编号对应不同时间段生产的产品，对编号产品进行有序抽检，就很容易了解本班次产品的质量状况，确保出厂产品质量的稳定。

（3）常见缺陷及排除方法（见表5.12-35）

表5.12-35　水平连铸铸铁型材常见缺陷分析及排除方法

缺陷名称	缺陷特征	原因分析	防止及处理方法
表面白口	铸铁型材的表层或冷速较快的尖角部存在白口凝固层，硬度大，无法加工	化学成分不当；铸铁型材局部冷速过快；孕育效果衰退	1）检查是否铁液碳当量过低，在不超限的情况下适当提高C、Si量 2）加强铁液孕育处理 3）调整牵引机工艺参数，在不泄漏的条件下，适当提高铸造速度 4）铸铁型材出厂前经高温退火消除白口
球化不良	在铸铁型材显微组织中石墨球化等级不合格，或出现球化衰退	铁液中的残留镁量和残留稀土量过低	1）适当提高球化剂加入量 2）提高铸造速度，减少铁液在保温包中的停留时间
横向裂纹	铸铁型材表面出现垂直于轴线方向的裂纹，主要存在于型材前进时步与步之间的结纹处，其深度超过规定的加工余量	铸铁型材在牵引过程中每一步与下一步之间铸焊不好，产生冷隔；保温包中铁液温度低；铸造速度过慢，石墨型磨损表面粗糙，使型材表层运动时摩擦力过大产生撕裂	1）提高铁液温度 2）调整牵引参数适当加快牵引速度 3）调整牵引的周期和拉停比，增大周期，增加停留时间 4）尽力保护好石墨型，特别是拉铸初期，不要过早使石墨型拉伤 5）选择强度和硬度好的石墨坯料
气孔及夹杂	型材断面上出现气孔或夹渣，气孔的内壁光滑，夹杂一般出现在靠近型材铸造位置的上方	铁液加入保温包时夹带渣进入结晶器，球墨铸铁型材成分选择不当时造成石墨漂浮	1）适当提高保温包中铁液液面高度 2）经常清除保温包中铁液液面的浮渣 3）提高铁液出炉温度，增加铁液流动性，有利于渣、气上浮 4）合理选择球墨铸铁的碳当量，避免石墨漂浮
缩松	铸铁型材心部在液芯最后凝固部分出现宏观或微观缩松	连续铸造过程中型材心部未凝固的液芯很长，其中一部分液芯的凝固被堵塞与保温包中的铁液分隔开，得不到补缩	1）适当降低铸造速度 2）调整牵引工艺参数，减小步长
型材表面粗糙	在铸铁型材表面出现轴向突起物，有时出现鱼鳞皮	石墨型严重刮伤，一般是由于拉铸初期，铸造速度过慢使石墨型过早刮伤；连铸机调整不当，结晶器歪斜；石墨坯料等级过低，不适合连铸使用	1）拉铸初始阶段选择合适的铸造速度 2）生产准备阶段，仔细调整生产线使各主机轴线同轴，结晶器安装要正 3）选用合适的石墨坯料

编写：甘雨（陕西理工大学）

第 13 章　半固态金属铸造

1　概述

1.1　半固态金属铸造的诞生

从发展历程看，半固态金属铸造技术是在很偶然的实验中被发现的。1971 年，美国麻省理工学院（MIT）的博士研究生 D.B.Spencer 研究半固态 Sn－w（Pb）15%合金高温撕裂的力学特性，将其作为博士论文的主要研究内容。他使用的实验装置是内壁刻有沟槽的双桶黏度计。在正常的实验中，先让过热的 Sn－w（Pb）15%金属液在粘度计中冷却到液相线温度以下和固相线温度以上的预定温度，然后开始旋转黏度计的外桶，剪切处于半固态状态的合金，同时检测剪应力。在剪切过程中，剪应力随外桶偏转角度的增加而增加；当剪应力达到最大值时，剪应力随外桶偏转角度的进一步增加而下降到较低值；在剪切时，半固态合金的固相质量分数越高，其剪应力越大，比如，当固相的质量分数为 41%时，最大剪应力为 200 kPa。后来，Spencer 偶然从 Sn－w（Pb）15%金属液相线温度以上开始旋转黏度计的外桶，同时使合金液缓慢冷却凝固，这时出现了奇特的力学现象。与过去的实验结果相比，此时的剪应力下降了约三个数量级，比如，当固相的质量分数为 41%时，这时的最大剪切应力仅为 0.2 kPa；经过显微组织检查，发现该合金的初生固相都呈球形。Spencer 的实验现象引起导师 Flemings 教授的高度重视，于是，在 Flemings 教授的领导下，投入了大量的人力和物力，对球状初生固相的半固态合金组织形成机制、半固态浆料的力学行为和成形特点进行了深入研究，创立了金属半固态铸造技术。金属半固态铸造（Semi－Solid Casting of Metals）就是利用球状初生固相的固液混合浆料铸造成形，或先将这种固液混合浆料完全凝固成坯料，再根据需要将坯料切分，将切分的坯料重新加热至固液两相区，利用这种半固态坯料进行铸造成形，这两种方法均称之为金属的半固态铸造。

1.2　半固态金属铸造的基本工艺过程

目前，半固态金属铸造的工艺过程主要分两大类：流变铸造（Rheocasting）和触变铸造（Thixocasting）。

1）半固态金属的流变铸造　首先利用剧烈搅拌等方法制备出预定固相分数的半固态金属浆料，并对半固态金属浆料进行保温，将该半固态金属浆料直接送往成形机进行铸造或锻造成形，这种成形过程称为半固态金属的流变成形，如图 5.13-1 所示。根据成形机的种类，半固态金属流变成形又可分为流变压铸（采用压铸机成形）、流变锻造（采用锻造机成形）等。

2）半固态金属的触变铸造　首先利用剧烈搅拌等方法制备出球状晶的半固态金属浆料，将该半固态金属浆料进一步凝固成锭坯或坯料，再按需要将金属坯料分切成一定大小，把这种切分的固态坯料重新加热至固液两相区，然后利用机械搬运将该半固态坯料送往成形机（如压铸机、锻造机等）进行铸造或锻造成形，这种成形过程称为半固态金属的触变成形，如图 5.13-2 所示。根据成形机的种类，半固态金属触变成形也可分为触变压铸、触变锻造等。

1.3　半固态金属铸造的优势

半固态金属浆料或坯料与传统过热的液态金属相比，具有一半左右的初生固相，而与固态金属相比，又含有一半左右的液相，所以，金属半固态铸造技术具有一系列的优点，现分别叙述如下。

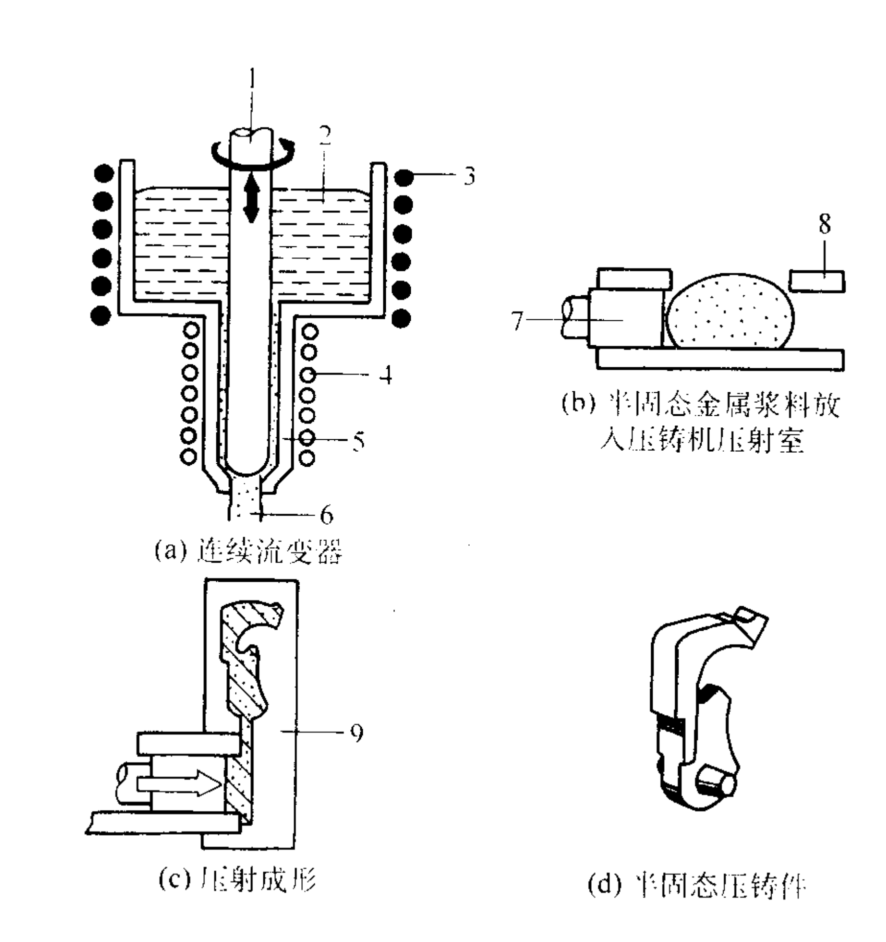


图 5.13-1　半固态金属流变压铸示意图

1—搅拌棒；2—合金液；3—加热器；4—冷却器；5—搅拌室；6—半固态合金浆料；7—压射冲头；8—压铸压射室；9—压铸型

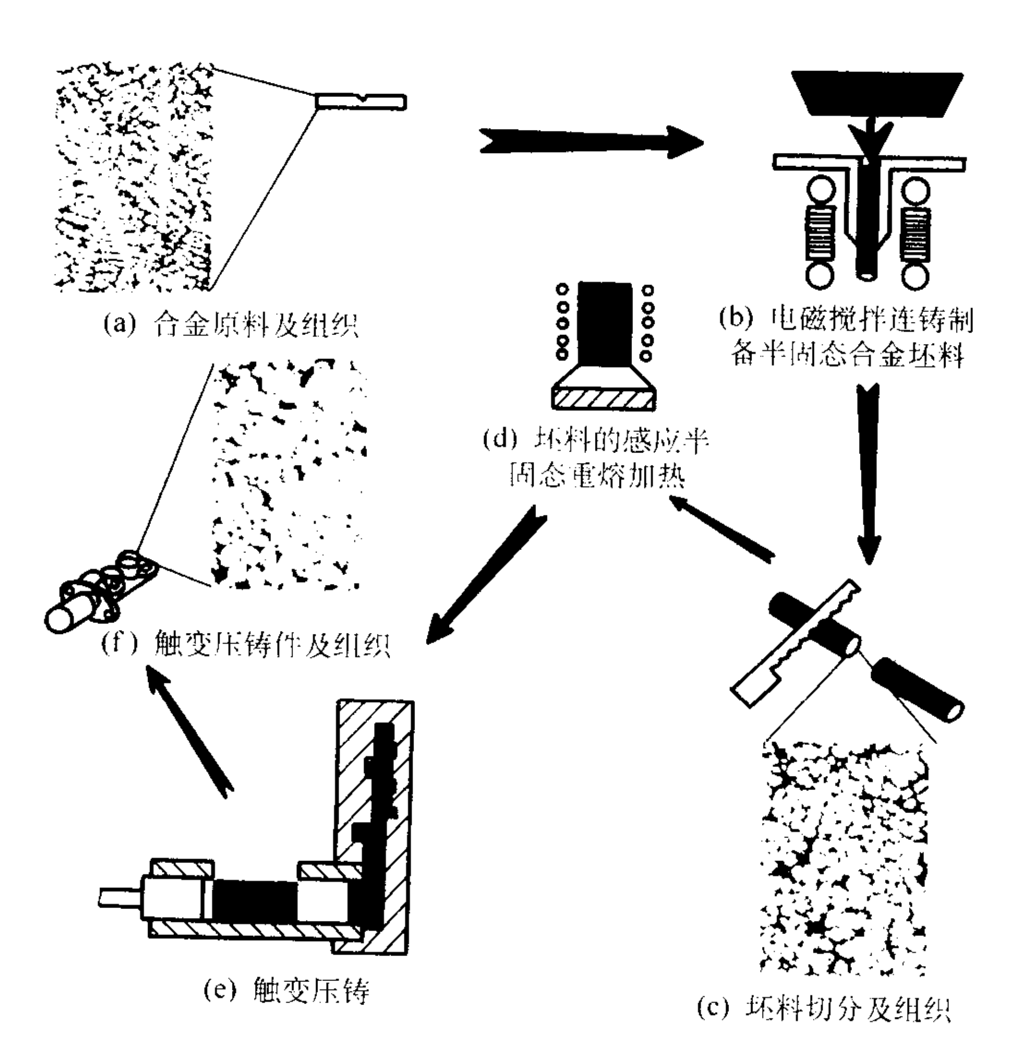


图 5.13-2　半固态金属触变压铸示意图

1）在重力下，重熔加热后的半固态金属坯料的黏度很高，可以方便地机械搬运，也便于实现自动化操作；在高速剪切作用下，半固态金属坯料的黏度又可迅速降低，便于铸

造成形。

2）半固态金属铸造的生产效率很高，如美国阿卢马克斯工程金属工艺公司在半固态锻造铝合金汽车制动总泵体时，每小时生产150件，而利用永久型铸造同样的铸件，每小时只能生产24件。

3）在半固态铸造中，改善了金属的充型过程，不易发生喷溅，减轻了合金的氧化和铸件的裹气，提高了铸件的致密性，因此，可以通过热处理来进一步强化铸件，其强度比液态金属的压铸件更高。

4）金属浆料或坯料在充型前已析出一半左右的初生固相，减少了凝固收缩，铸件具有更少的收缩孔洞，能够承受更高的液体压力。

5）半固态金属浆料或坯料不存在宏观偏析，因而铸件也不存在宏观偏析，其性能更均匀。

6）半固态金属浆料或坯料的固相分数可以方便的调整，借此改变半固态金属浆料或坯料的表观粘度，以适应不同铸件的成形要求。

7）利用半固态金属可以进行机械零件的近终化（net-shape）成形，可大幅度减少零件毛坯的机加工量，降低生产成本。

8）半固态金属浆料或坯料的充型温度低，减轻了模具的热冲击，提高了模具的寿命。

9）加热半固态金属坯料比熔化金属炉料可节约能源25%~30%。

10）半固态金属成形车间不需处理液态金属，工艺操作更安全，工作环境更优良。

11）半固态金属的粘度较高，可以方便地加入增强材料（颗粒或纤维），为复合材料的廉价生产开辟了一条新途径。

12）半固态金属的充型应力显著降低，因此半固态金属可以成形很复杂的零件毛坯，降低成本，而铸件性能与固态金属锻件相当。

1.4 半固态金属铸造的应用

由于半固态金属及合金坯料的加热、输送很方便，并易于实现自动化操作，因此半固态金属触变压铸和触变锻造是当今金属半固态成形中主要的工艺方法。

美国的阿卢马克斯工程金属工艺公司（Alumax Engineered Metal Processes，Inc）是北美一家著名的半固态铝合金成形零件生产企业；1994年和1996年，阿卢马克斯公司分别建成了两座半固态铝合金成形汽车零件的生产工厂；阿卢马克斯公司宣称：1997年，上述两个半固态铝合金成形工厂的生产能力将分别达到每年5 000万件；近年来，阿卢马克斯公司半固态铸造的一些主要零件毛坯年产量如下：制动总泵体（master brake cylinder）240万件，油道（fuel rail）100万件，发动机支架（engine/transmission bracket）100万件，摇臂座（rocker arm pedeatal）150~200万件，timing belt bracket 20万件。Hot Metal Molding公司拥有雇员40人，每日三班工作，为通用汽车公司生产美国牌号的A356汽车零件，日产5 000件，并计划将产量提高四倍。1995年，Thixomat公司的子公司——Lindberg公司利用Thixomolding工艺，为一些汽车公司生产了50余万件的半固态镁合金铸件，使用了约100 t的原料。1994年，美国的Formcast公司在Colorado洲的Denver成立，利用英国Sheffield大学的专有技术专门生产小型零件（<450 g），他们的经验表明立式成形工艺适合小型零件的半固态成形。另外，EPCO Division、HPM Corporation、Italpresse of America、Prince Machine Corporation等公司已经能够生产半固态铝合金触变成形的专用设备，并通过对压铸过程实时控制研究，使整个压铸过程处于动态监控之中，改善压铸件性能，降低压铸件废品，且可使普通压铸机用于半固态金属成形，扩大了普通压铸机的使用范围。

欧洲对金属半固态成形技术作了大量的研究和开发，目前约有40家公司从事半固态金属及合金零件毛坯的生产，这一趋势仍在增加，如意大利的Stampal SpA公司利用半固态铝合金，为Alfa Romeo Spider sports car生产的后悬挂架的左右支撑件毛坯重达6.7 kg，而且形状非常复杂；意大利的Magneti Marelli公司为汽车公司生产半固态金属成形的Fuel injection Rail零件，日产2 500件，并且计划在2000年达到日产>7 500件。法国的Aluminium Pechiney拥有行波电磁搅拌连续铸造生产半固态合金坯料的专利权，并在Venthon建立了半固态合金坯料生产厂，以商品名AL THIX出售半固态合金坯料；该公司研制的半固态合金坯料主要有：美国牌号A356、A357，还有AlSi6Cu3Mg、AlSi6Cu1Mg、AlSi17Cu4Mg等，其中经过T5处理后，AlSi6Cu1Mg合金的断裂强度达到约320 MPa、伸长率达到约7%，既获得了较高的强度和塑性，也降低了热处理成本。德国的EFU等公司也正在积极研究此项技术。瑞士的Bubler公司已经生产出铝合金半固态触变成形的专用SC型压铸机（实时压射控制和单一压射缸）和铝合金半固态坯料的专用加热设备。

日本对金属半固态成形的研究和生产相对落后于欧美，但也从事了大量的研究和开发工作，最具代表性的研究机构是流变技术公司（RHEO-TECHNOLOGY，LTD）。该公司是在20世纪80年代后期由基础技术研究促进中心和钢铁、非铁及重工业等民间17家公司出资组建的，开展了半固态金属成形的原材料制备、表观黏度和成形技术等基础研究。目前日本的一些公司已经转入半固态金属成形件的产品生产，如Speed Star Wheel公司1994年开始利用半固态金属成形技术生产重约5 kg的铝合金轮毂；Takata公司利用Thixomolding技术和镁合金生产照相机和MD壳；MG Precision利用Thixomolding技术和镁合金生产微机机壳；Honda Engineering公司利用法国公司的AlSi6Cu3Mg合金坯料，触变成形了汽车空调压缩机蜗室，合格率达到95%以上。

我国在半固态金属及合金成形技术的研究和应用领域起步很晚，但目前正在加紧追赶世界先进水平。在国家九五“863”高技术发展计划项目的支持下，北京科技大学半固态金属及合金成形研究室同兄弟单位合作，组建了半固态铝合金触变成形生产线，进行了半固态铝合金坯料的电磁搅拌连续铸造、坯料的重熔加热和触变成形实验，成功连续铸造出（ϕ50~ϕ80 mm）×（1 000~3 000 mm）的球状初生晶料的AlSi7Mg合金坯料，也成功地触变成形出汽车制动总泵壳及其他零件，触变成形实验达到了中试水平。在国家九五“863”高技术发展计划项目的支持下，北京有色金属研究总院也进行了半固态铝合金坯料的电磁搅拌连续铸造、坯料的重熔加热和触变成形实验，成功连续铸造出（ϕ60~ϕ110 mm）×（1 300~1 600 mm）的球状初生晶粒的AlSi7Mg和AlSi9Cu3合金坯料，也成功地触变成形出汽车水泵盖和压缩机涡轮盘等零件。除此之外，还有许多单位也在积极推动了半固态金属及合金成形技术的研究和应用，譬如，中国科学院沈阳金属研究所、哈尔滨工业大学、东南大学、清华大学、北京交通大学、华中科技大学等。但总的来看，与先进的半固态金属及合金成形技术相比，我国面临的差距还比较大，需要不断地努力，才有可能赶上世界先进水平。

虽然半固态金属及合金的触变成形技术仍然是目前主要的实际应用工艺，但流程更短和生产成本更低的半固态金属及合金的流变成形技术正在逐步进入实际商业应用。2001年，意大利的Stampal SpA公司首先购置了一套新流变铸造（New Rheocasting process）设备，即HVSC型的UBE NRC 800 t设备，可以流变成形3~7.5 kg的铝合金铸件及浇注系统，

并于 2002 年开始批量生产 FIAT PUNTO 型车用 8 缸发动机的支座零件（Engine bracket）；2002 年，该公司又购置了一套 HVSC 型的 UBE NRC 800 t 的新流变铸造设备，也将投入批量生产。

2　半固态金属浆料或坯料的制备工艺

半固态金属浆料或坯料的制备是金属半固态铸造的基础，目前电磁搅拌制备的半固态金属坯料在实际半固态金属铸造应用中占据主导地位，但受电磁搅拌制备半固态金属坯料专有技术的限制，在某种程度上制约了半固态金属铸造技术的推广应用，所以世界各国仍然投入大量的人力和物力进行半固态金属浆料或坯料的制备方法研究。

2.1　机械搅拌制备工艺

机械搅拌制备半固态金属浆料的方法可分为连续式和非连续式。非连续机械搅拌方法是最早应用于制备半固态金属浆料的方法。该方法利用机械旋转的叶片或搅拌棒改变金属初生晶粒的生长，获得球状或类球状的初生晶粒的半固态金属流变浆料，这些球状或类球状的初生晶粒均匀悬浮在母液中。在搅拌过程中，通过控制搅拌室的温度来控制半固态金属的固相率，通过改变叶片或搅拌棒的转速来控制剪切速率。该种搅拌装置结构简单、造价低、操作方便，还可以在搅拌设备中添加各种保护气体，保护或减轻易氧化金属的氧化，但该种搅拌方法的制备效率低，只适用于实验室的小规模试验研究工作。

图 5.13-3 是一种较为精密的非连续机械搅拌装置。该装置中，金属 11 放入熔化坩埚 9 中，坩埚 9 再放置在电阻炉 10 中，通过电阻炉控制合金的熔化和凝固；搅拌器为反向转动的一对叶片 7，通过电动机 3 带动，转速一般为300～500 r/min；坩埚 9 还可以通过另一个电动机 15 带动，转速一般为 5～10 r/min，坩埚和搅拌器一起转动可以强化金属熔体的搅拌作用；在制备半固态金属浆料时，可以从金属液相线温度以上开始搅拌，也可以先凝固到某一固相率下再开始搅拌，都可以制备半固态金属浆料。该装置可以制备固相质量分数≤0.65 的半固态金属浆料；当固相质量分数为 60% 时，半固态金属浆料的表观黏度约为 60 Pa·s，半固态金属浆料就像水泥一样；当固相质量分数为 50% 时，半固态金属浆料的表观黏度约为 20 Pa·s，半固态金属浆料就像稀水泥一样；当固相质量分数为 0.40 时，半固态合金浆料的表观黏度约为 4 Pa·s，半固态金属浆料就像室温的重油一样。图 5.13-4 为该装置制备的 Sn-w(Pb)15% 合金的半固态浆料显微组织，浅色区域为初生固相，深色区域为淬火时的液相，初生固相中的深色条纹为高温下夹裹的液相。因为高温液相淬火时，凝固组织很细小，经过浸蚀剂腐蚀，淬火组织在光学显微镜下显示成深色。从图 5.13-4 可知，经过机械搅拌，合金的初生固相都转变为球状形态，而且搅拌时间越长，初生固相中夹裹的液相越少，初生固相也越圆整。

连续机械搅拌方法也是最早用于制备半固态金属浆料的方法，其搅拌工艺原理如图 5.13-1a 所示。这种方法是美国麻省理工学院 Flemings 等人发明的。该装置结构较复杂，造价较高，搅拌室位于装置的下方，但搅拌室上方的大金属溶池可以防止卷入气体，又可保证连续供给金属液。利用连续机械搅拌方法，可以提供半固态金属浆料，也可以在连续搅拌器的出口安放一个结晶器和牵引机构来连续生产半固态金属坯料。

在搅拌制备低熔点非铁合金的半固态浆料时，搅拌室和搅拌棒的材料选择较为容易，可以选择石墨、不锈钢等材料。在搅拌制备较高熔点非铁合金（如青铜）的半固态浆料时，搅拌室和搅拌棒材料的耐火度要求较高，搅拌室材料一般选择 Vesuvius #235 陶瓷（质量分数为 26% C，58% Al_2O_3，12% SiO_2，2% CaO）或石墨化刚玉，搅拌棒可以选择石墨或陶瓷。在搅拌制备钢铁等高熔点钢铁金属半固态浆料时，搅拌室和搅拌棒材料的要求更高，必须选择足够的耐火度和强度，搅拌室可选择石墨化刚玉，在石墨化刚玉上再附加一层再结晶刚玉，搅拌棒也可选择再结晶刚玉。

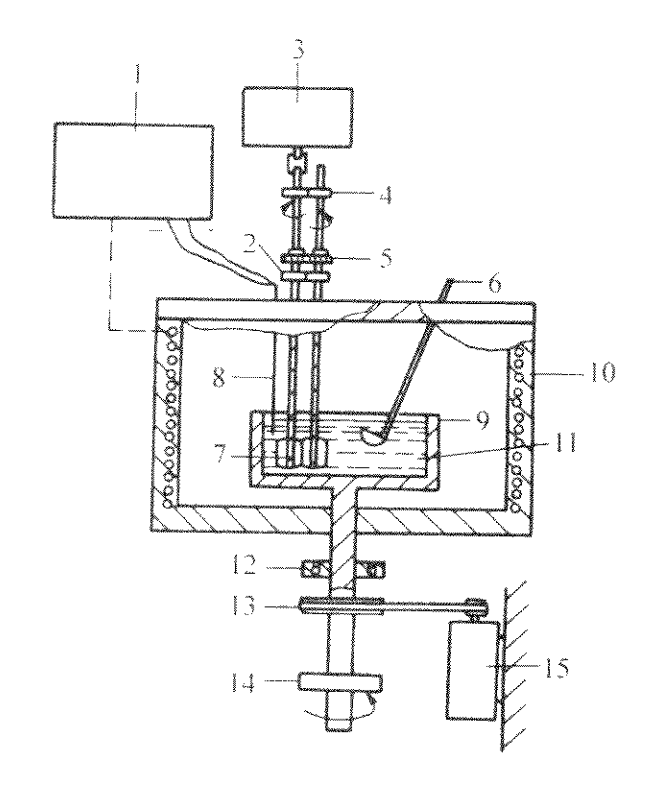
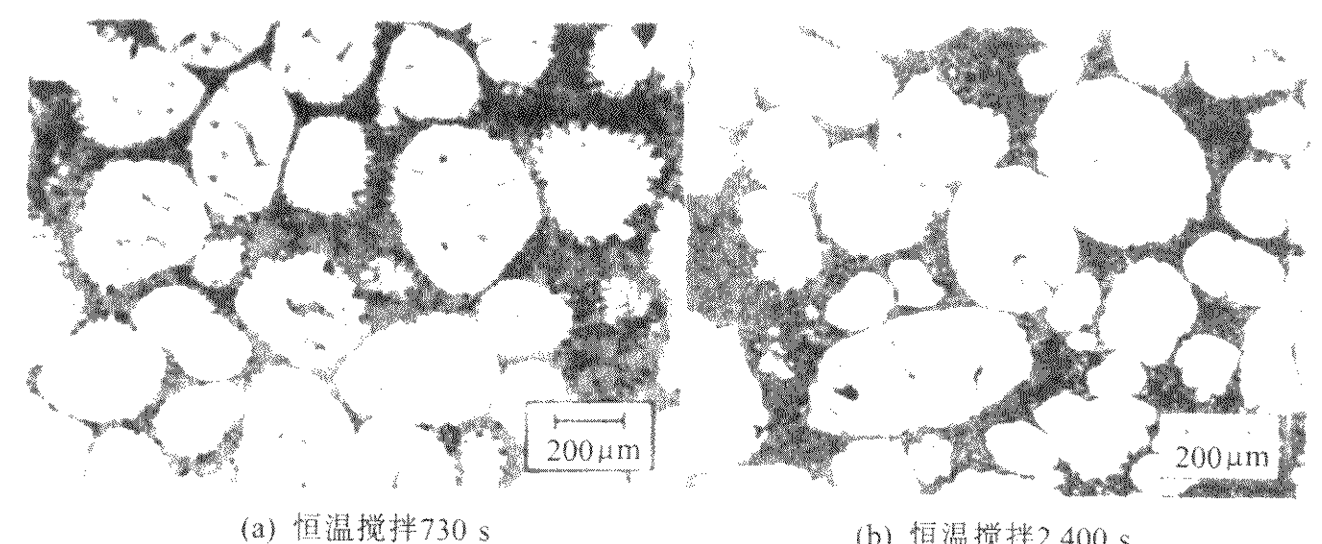


图 5.13-3　非连续机械搅拌制备半固态金属浆料示意图
1—炉温控制器；2—齿轮；3、15—电动机；4、5—轴承；6—浇勺；7—叶片；8—热电偶；9—坩埚；10—电阻炉体；11—金属液；12—轴承；13—传动轮；14—轴承



(a) 恒温搅拌730 s　　(b) 恒温搅拌2 400 s

图 5.13-4　机械搅拌制备的半固态 Sn-w（Pb）15% 金属浆料组织
剪切速度：230 s^{-1}

2.2 电磁搅拌制备工艺

（1）交流感应旋转电磁场搅拌制备半固态金属浆料或坯料

目前，在半固态合金触变铸造应用中，美国牌号A356、A357等铝合金半固态坯料的生产占主导地位，这类坯料中的大部分是通过感应磁场搅拌技术来制备，如美国的阿卢马克斯工程金属工艺公司（Alumax Engineered Metal Processes，Inc）在华盛顿州的Intacol拥有一家半固态铝合金坯料生产厂，该生产厂利用感应旋转磁场搅拌专有技术大量生产$\phi38\sim\phi152$ mm的美国牌号A356和A357铝合金连铸搅拌坯料，其年生产能力已经达到1.6万吨，供应本公司的半固态铝合金触变成形；瑞士的Buhler公司则利用感应旋转磁场搅拌技术和返回料（如半固态铝合金触变成形后的浇道、废品、重熔加热时的坯料流场等）重新制备半固态铝合金坯料，以降低生产成本。

在交流感应旋转磁场搅拌中，不存在类似于机械搅拌的叶片或搅拌棒，不会污染半固态铝合金浆料，还可以通过专门技术处理，免除铝合金熔体电磁搅拌过程中的气体卷入；电磁搅拌参数控制灵活方便，便于控制半固态铝合金浆料的生产。这些都是感应旋转磁场搅拌制备半固态铝合金坯料的独特优点，正是这些优点使其成为目前商业应用的主要工艺方法之一。

在大规模生产坯料时，一般需要采用直接激冷的连续铸造方法（Direct chill continuous casting）使电磁搅拌制备的铝合金半固态浆料快速凝固，并铸造成一定长度的坯料，坯料的长度多在1.5～6 m之间。只有将感应旋转电磁场搅拌制备技术和直接激冷连续铸造技术相结合，才可能高效率地、大规模生产铝合金半固态坯料，美国阿卢马克斯工程金属工艺公司的生产证明了这一点。

根据半固态铝合金连铸坯料在连铸过程中的空间位置，感应旋转电磁场搅拌连铸工艺可分为两大类：垂直电磁搅拌连铸和水平电磁搅拌连铸。在垂直电磁搅拌连铸制备过程中，半固态铝合金连铸坯料处于垂直位置，中间包、结晶器、电磁搅拌器也呈垂直布置，如图5.13-5所示。在图5.13-5中，结晶器位于搅拌器的中间，结晶器上方设有顶盖，顶盖上开有引流口，中间包底口对准引流口上方的锥形承接漏斗；为了冷却结晶器内壁和半固态铝合金坯料，在结晶器上方四周设有冷却水系统，冷却水先冷却结晶器内壁，再冷却铝合金熔体；结晶器内壁的上半部装有陶瓷隔离环，以保证铝合金坯壳只在结晶器内壁的下半部形成；引锭杆采用凹坑式底托；该铸造设备采用丝杠驱动坯料，使其按一定的速度向下移动，因此该设备只能铸造有限长度的半固态铝合金坯料。

根据半固态铝合金连铸坯料的长度，垂直电磁搅拌连铸又可分为半连续铸造和连续铸造两类。半连续铸造一次只能铸造有限长度的半固态铝合金坯料，该种设备结构较为简单，不需要设置同步锯来锯切坯料，但这种设备的生产需要反复进行引锭操作；在半连续铸造情况下，定时向中间包补充铝合金液，当半固态连铸坯料被铸出一定的长度时，关死结晶器上方的液态铝合金入口，取出半固态铝合金连铸坯料，再重新安放引锭杆，实现再次半连续铸造，如图5.13-5所示。连续铸造的设备结构较为复杂，需要设置同步锯，不断将半固态铝合金坯料锯切成定尺长度，但这种设备的生产效率较高；在连续铸造情况下，只需要一次引锭，然后定时或不断地向中间包补充铝合金液，便可使半固态铝合金连铸坯料不断被拉出结晶器，再利用同步锯将连铸坯料切割成一定的长度。

在水平电磁搅拌连铸过程中，半固态铝合金连铸坯料的空间位置处于水平状态，结晶器、电磁搅拌器、拉拔机构都呈水平布置，而中间包仍然呈垂直布置，如图5.13-6所示。在图5.13-6中，利用流量控制器的塞杆提升高度来控制中间包内铝合金的液面高度，利用盖板防止中间包内铝合金的氧化，利用冷却水阀控制结晶器和二次冷却的水量，利用搅拌控制器调整电磁搅拌器的输入频率和功率，利用牵引机构控制连续铸造的速度。半固态铝合金坯料的水平连续铸造一般都设有同步锯系统，将不断拉出结晶器并完全凝固的坯料切割成定尺长度。由于水平电磁搅拌连铸设备都安装有同步锯，只需一次尺定，便可实现连续不断地生产，因此半固态铝合金水平电磁搅拌连铸设备的生产效率较高。在铝合金半固态连续铸造坯料的生产中，常常将数台连铸机安装在同一个车间，以便于管理和提高产量，如美国阿卢马克斯工程金属工艺公司位于华盛顿州Ferndale的Intalco生产厂，该厂将六台水平连铸机呈平行方式布置在一个车间。

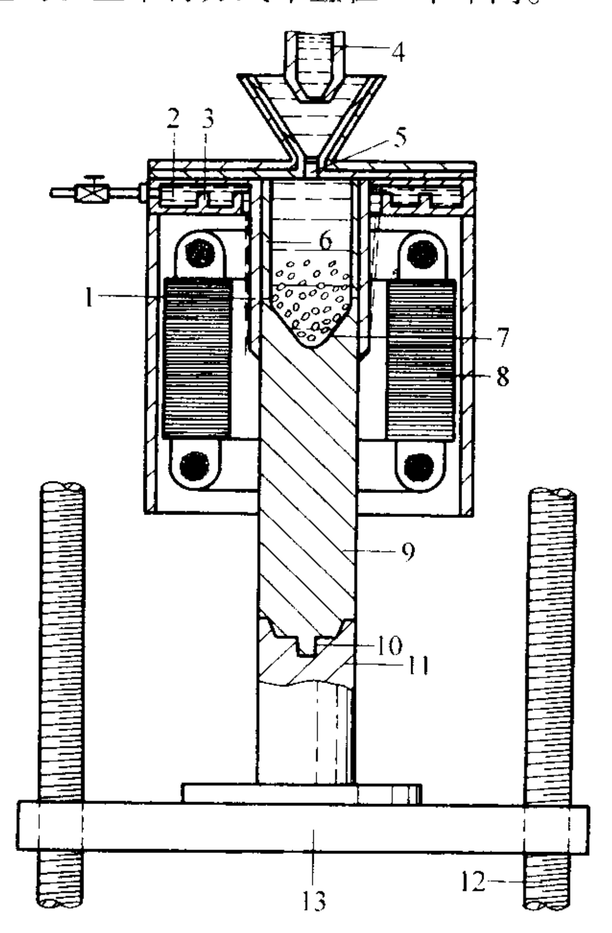


图5.13-5　电磁搅拌垂直半连续铸造示意图

1—结晶器外壁；2—冷却水室；3—水室隔墙；4—中间包底口；5—结晶器引流口；6—结晶器陶瓷内衬；7—坯料的固液前沿；8—搅拌器；9—坯料；10—引锭底托；11—引锭杆；12—引锭丝杠；13—引锭机

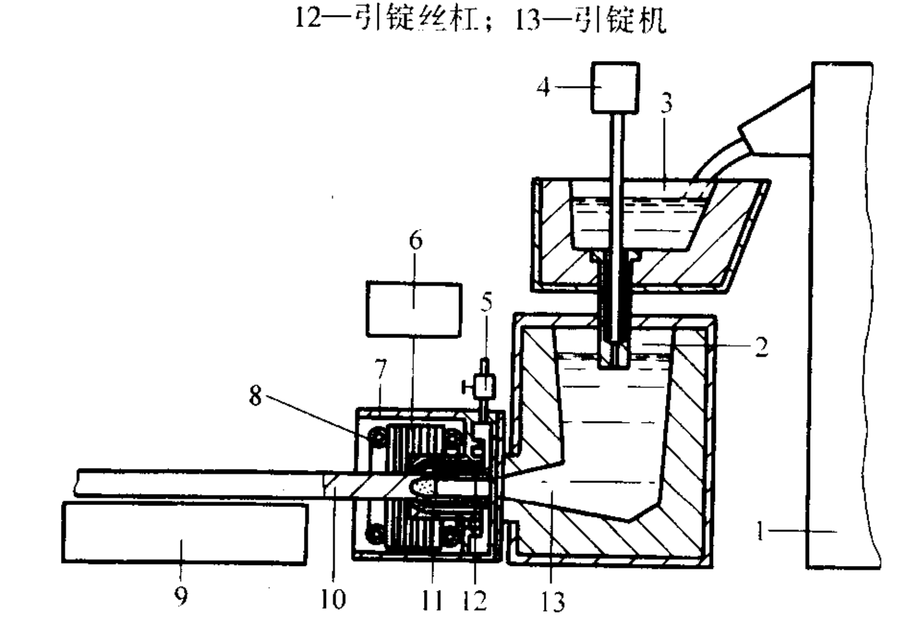


图5.13-6　水平电磁搅拌连续铸造示意图

1—熔化炉；2—中间包；3—浇口盆；4—流量控制器；5—冷却水阀；6—搅拌控制器；7—冷却水箱；8—搅拌绕组；9—拉拔机构；10—坯料；11—结晶器；12—陶瓷隔离环；13—导流管

在制备半固态金属坯料时，影响金属熔体搅拌强度的主要因素有旋转磁场的磁感应强度、旋转磁场与金属熔体的相对速度、金属熔体的电导率。但在电磁搅拌过程中，当电磁搅拌处于相对稳定状态时，旋转磁场与金属熔体的相对速度

不再发生变化，因此影响金属熔体搅拌强度的主要因素只有旋转磁场的磁感应强度和金属熔体的电导率。金属熔体的电导率越大，相同磁感应强度的旋转磁场下的金属熔体的感应电流密度越大，金属熔体所受的电磁力就越大，金属熔体的搅拌强度就越大，所以，在相同磁感应强度的旋转磁场下，铝合金的电磁搅拌强度就比铁合金的电磁搅拌强度大得多；当金属熔体的电导率不变时，旋转磁场的磁感应强度越大，金属熔体的感应电流密度就越大，金属熔体所受的电磁力就越大，金属熔体的搅拌强度就越大，所以，提高旋转磁场的磁感应强度是提高金属熔体搅拌强度的有效措施。

在电磁搅拌制备半固态金属浆料或坯料时，电磁搅拌器中需要放置搅拌室或结晶器，因此，搅拌室或结晶器与搅拌器之间的缝隙大小、搅拌室或结晶器材质对金属熔体的搅拌强度也有较大的影响。搅拌室或结晶器与搅拌器之间的缝隙越大，电磁搅拌器的漏磁越严重，无效功率越大，金属熔体的搅拌强度也就越低，所以，在电磁搅拌器安全保护的情况下，尽可能的减小搅拌室或结晶器与搅拌器之间的缝隙。另外，空气和无磁奥氏体不锈钢对旋转磁场透入的屏蔽或削弱作用较小，而铁磁性物质对旋转磁场透入的屏蔽或削弱作用很强，旋转磁场几乎深入不到金属熔体中，这时金属熔体的搅拌强度很低，所以，为了提高搅拌强度，搅拌室或结晶器材质应该选择无磁奥氏体不锈钢。

(2) 交流感应行波电磁场搅拌制备半固态金属浆料或坯料

交流感应行波电磁搅拌器是另一种电磁搅拌器，它是展开的感应旋转电磁搅拌器，它将驱动金属熔体作直线运动，从而产生相应的搅拌作用，如图 5.13-7 所示。在图 5.13-7 中，行波电磁搅拌器布置在结晶器的周围，从而产生一个向上或向下的电磁搅拌力，使凝固中的枝晶初生固相作激烈的上下运动；当枝晶初生固相运动到浇道口附近时，会发生枝晶臂的部分重熔和分离，分离后的枝晶臂再循环到下方的固液前沿，在向下循环的过程中这些枝晶臂发生进一步的圆整化，然后再凝固在坯料的固相一侧，得到非枝晶的合金坯料，该坯料不断地被牵引出结晶器。

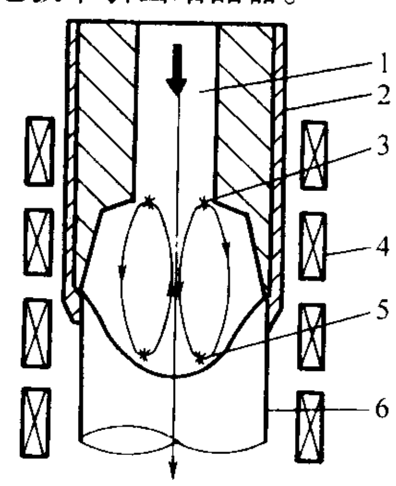


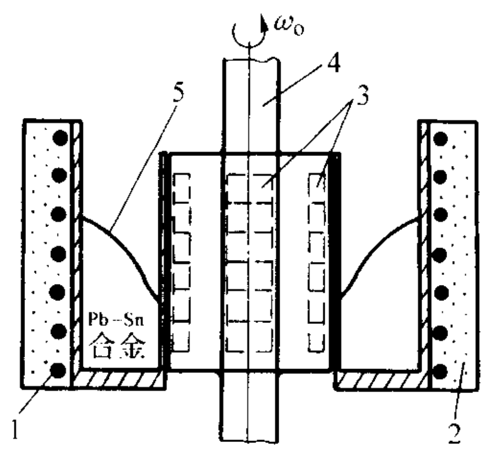
图 5.13-7　行波电磁搅拌引起金属熔体的流动状态

1—液态金属；2—结晶器；3—部分重熔后的铝合金初生固相；4—搅拌器；5—铝合金初生固相；6—铝合金连铸坯料

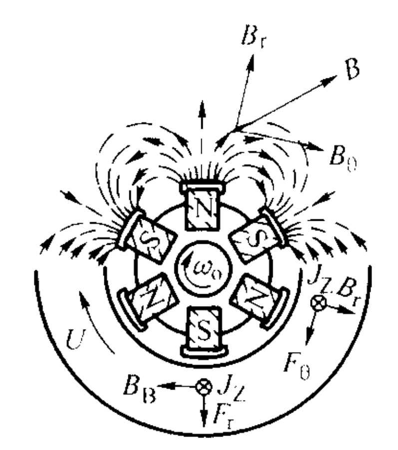
交流感应行波电磁搅拌制备金属半固态坯料的专利权归法国 Pechiney 公司所有，该公司主要用来生产 $\phi76.2 \sim 152.4$ mm 的美国牌号 A356、A357 和 AlSi6Cu3Mg 铝合金连铸坯料，目前的年产量约几千吨，并冠以“Althix”商标名。1994 年，Pechiney 公司将交流感应行波电磁搅拌制备金属半固态坯料的技术转让给美国的 Ormet 公司，其生产的半固态铝合金坯料冠以“Velvet Flow”商标名。

(3) 永久磁铁旋转法搅拌制备半固态金属浆料或坯料

除了以电磁感应方式产生旋转磁场外，法国的 Vivès 发明了另一种产生旋转磁场方法，即通过旋转永久磁铁来产生旋转磁场，驱动金属熔体转动，使凝固析出的初生固相转变为球状晶体，这种电磁搅拌方法的工艺原理如图 5.13-8 所示。在图 5.13-8 中，由 36 块永久磁铁组成 6 极搅拌器，永久磁铁在金属熔体的垂直内桶中旋转；当搅拌器沿一个方向旋转时，永久磁铁的磁力线扫过金属熔体，相当于金属熔体做相反的运动，即金属熔体以一定的速度切割磁力线，在金属熔体中就会产生感应电动势和感应涡电流，该涡电流在永久磁铁磁场的作用下产生推动金属熔体运动的洛伦兹力；由电磁搅拌器的结构可知：最大的电磁搅拌力位于金属熔体的内侧，最小电磁搅拌力位于金属熔体的外侧。也可将永久磁铁置于金属熔体垂直桶壁之外旋转，最大的电磁搅拌力位于金属熔体桶壁的内侧，最小电磁搅拌力位于金属熔体的垂直中心，产生的电磁搅拌力推动金属熔体转动。



(a) 搅拌器及搅拌室的纵向剖视图



(b) 永久磁铁的横向布置

图 5.13-8　永久磁铁式的电磁搅拌示意图

1—电阻加热丝；2—绝热材料；3—永久磁铁；4—旋转轴；5—Sn－Pb 金属熔体

经过实验研究，永久磁铁搅拌器可以明显细化铝合金的凝固组织，如当永久磁铁搅拌器的转速为 2 400 r/min 时，美国牌号的 2 024 铝合金和 1 050 铝合金的宏观和微观组织都得到明显的细化，初生 αAl 呈现球状、粒状或退化的枝晶，这种组织的铝合金坯料符合半固态触变成形的要求。

2.3　变形诱变激活制备工艺

变形诱变激活方法是制备半固态金属坯料的另一种方法，它是 Strain－induced Melt Activation Process 的意译，简称 SIMA。变形诱变激活方法的工艺要点是：利用传统连铸方法预先连续铸造出晶粒细小的金属坯料，将该金属坯料在回复再结晶的温度范围内进行大变形量的热态挤压，通过变形破碎铸态组织，然后再对热态挤压变形过的坯料加以少量的冷变形，在坯料的组织中储存部分变形能量，最后按需要将经过变形的金属坯料切成一定大小，迅速将其加热到固液两相区并适当保温，即可获得具有触变性的球状半固态坯料。

变形诱变激活方法的工艺原理如图 5.13-9 所示。经过变形诱变激活前后的金属坯料组织如图 5.13-10 所示，图 5.13-10a 是美国牌号 A357 合金连铸棒坯的铸态枝晶组织，初生αAl 为发达的树枝晶；图 5.13-10b 是经过大变形量的热挤压和小变形量的冷变形后的 A357 合金坯料组织，初生 αAl 呈现明显的变形状态；图 5.13-10c 是经过快速半固态重熔加热并水淬的 A357 合金坯料组织，初生 αAl 已经变为球状晶粒，初生 αAl 均匀分布在液相中。

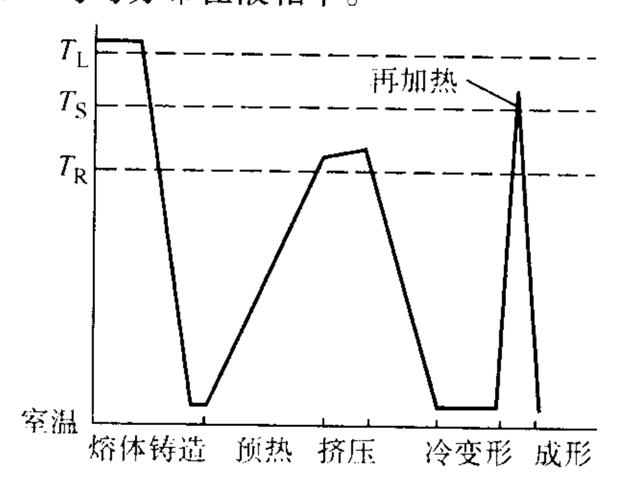
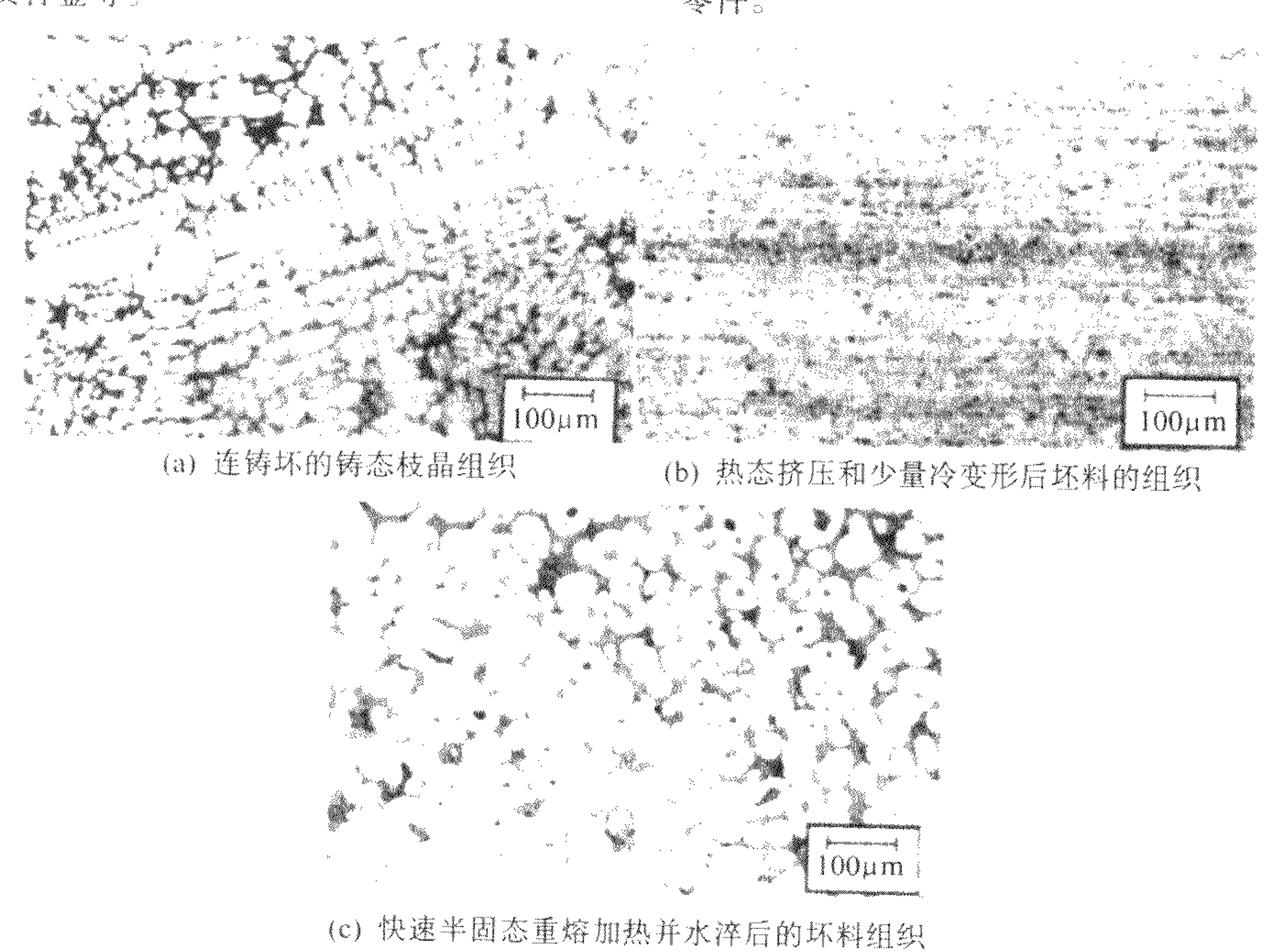


图 5.13-9　变形诱变激活方法的工艺原理示意图

利用 SIMA 工艺制备半固态金属坯料时，也可以不进行

冷变形，只进行大变形量的热变形，如锻造、挤压，然后将变形后的坯料进行半固态重熔加热，也可以得到近球状的半固态组织。但通过对仅热变形的美国牌号7075合金坯料进行触变成形实验，发现其合适的重熔加热温度为600~610℃，此时对应的液相质量分数为15%~30%，但重熔加热组织形态和成形后的组织形态均不太理想，存在长条状晶粒，触变成形性也较差。进行过此种工艺研究的金属还有美国牌号Stellite21硬质合金等。

变形诱变激活方法制备的半固态金属坯料纯净、生产效率较高，也是目前实际商业应用的方法之一，但这种方法需要很大的挤压变形量，因此只能制备小直径的金属半固态坯料。变形诱变激活方法不仅能制备铸造铝合金的半固态坯料，还能制备变形铝合金的半固态坯料，也能制备铜合金、铁合金的半固态坯料。目前美国的阿卢马克斯工程金属工艺公司利用这种专有技术生产一种军用航天器中的小型电器零件。



(a) 连铸坯的铸态枝晶组织　(b) 热态挤压和少量冷变形后坯料的组织

(c) 快速半固态重熔加热并水淬后的坯料组织

图 5.13-10　SIMA 方法制备的半固态 A357 合金坯料的显微组织

2.4　低过热度浇注制备工艺

低过热度浇注方法是通过控制合金浇注温度和凝固冷速来制备半固态金属浆料或坯料，该方法一般不采用任何搅拌，所以制备工艺简单。目前，这方面的研究已经引起广泛关注。

许多学者研究了浇注温度对美国牌号A356合金组织的影响，如将615~660℃的A356合金液浇入（$\phi37\sim\phi63$）×（65~150 mm）的绝热铸型中，铸型安放在预热200℃的铸铁板上。当浇注温度为615~630℃时，初生αAl以球状形态存在，但630℃下浇注试样的初生αAl形态不太圆整；当浇注温度超过630℃时，初生αAl以枝晶形态存在，而且浇注温度越高，初生αAl枝晶越发达，因此，当浇注温度接近合金的液相线温度时，可以获得球状半固态组织。实验还表明：获得球状初生αAl组织的平均冷却速度应该小于0.4℃/s；铸型高度对显微组织没有明显的影响，浇注温度是主要的影响因素；低过热度浇注获得的半固态初生αAl的大小为86~96 μm、初生αAl的形状因子为0.70~0.81。

另有实验表明：浇注高度对美国牌号A356合金的低过热度浇注组织有较大的影响，图5.13-11为630℃和40 mm高度下浇注坯料轴向不同位置心部的显微组织。从图5.13-11a看，坯料下部10 mm处的心部的初生αAl基本上为细小枝晶和蔷薇状枝晶，二次臂细小。随着取样位置的提高，坯料心部初生αAl的形态发生了较大的变化，出现较大的蔷薇状初生αAl，其二次臂变得较为粗大，粒状的初生αAl也增多，如图5.13-11b所示。图5.13-11c为90 mm处试样心部的显微组织，初生αAl的形态与图5.13-1b类似，没有明显的进一步变化。从整个组织分布看，在630℃下浇注的坯料轴向不同位置心部的显微组织很不均匀，不是完全的球状或粒状组织，组织中存在较大的蔷薇状初生αAl。

如果提高浇注高度，即使在相同的浇注温度下，美国牌号A356合金的组织也会发生进一步的变化。图5.13-12是630℃和400 mm高度下浇注的A356合金坯料的显微组织，比较图5.13-12和图5.13-11，虽然浇注温度相同，但在40 mm下浇注，显微组织中有许多较粗大的蔷薇状初生αAl，甚至会出现一些枝晶，而在400 mm下浇注，显微组织中初生αAl都转化为细小的球状或粒状，即使出现个别蔷薇状初生αAl，其晶粒也较细小。在650℃下，同样将浇注高度提高到400 mm，A356合金坯料的显微组织仍然不理想，初生αAl为较粗大的蔷薇状或枝晶晶粒。

浇注高度的增加，将增强铸型中金属熔体的流动，使金属熔体的温度场进一步均匀，进一步加大了同时凝固的区域。如果浇注温度也较低，金属熔体增强的流动还会促使刚刚析出的细小枝晶或蔷薇状初生αAl晶粒运动到铸型各处，促使铸型各处在短时间内处于凝固中。由于合金熔体温度场的进一步均匀，凝固范围大，凝固潜热释放集中，也强化了细小枝晶或蔷薇状初生αAl二次臂根部的熔断，促使初生αAl转变为球状或粒状。因此，在较高的浇注高度下，可以适当提高合金的浇注温度，浇注过程更易于操作，美国牌号A356合金坯料也可以获得球状半固态显微组织。

利用低过热度浇注技术也可以制备变形铝合金的半固态坯料，如美国牌号2618变形铝合金的液相线温度为638℃，在638℃下浇注2618变形铝合金，可以获得细小、等轴的初生相，这样组织的坯料经过半固态重熔加热，就可以获得球状初生相的半固态组织，而在750℃下浇注，只可能获得粗大树枝晶的初生相。利用低过热度浇注技术也可以制备美国牌号7075变形铝合金的半固态坯料。

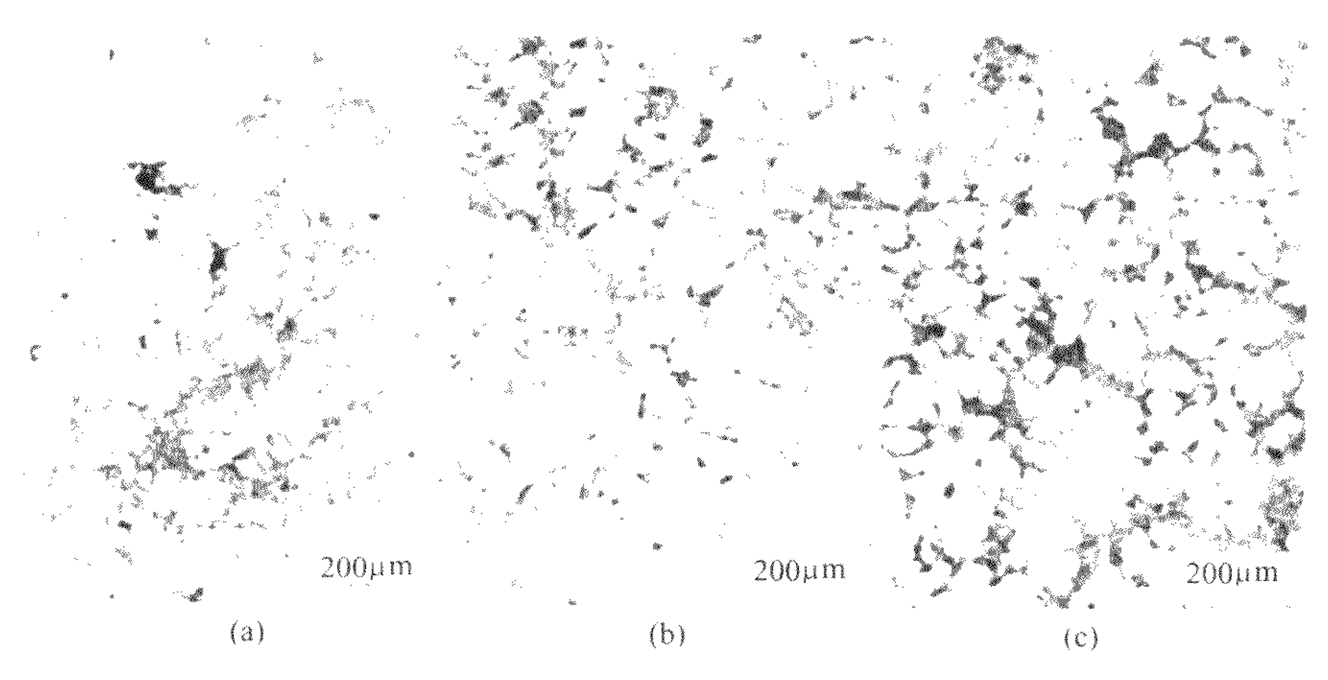


图 5.13-11 630℃下浇注的 A356 合金坯料心部的显微组织

浇注高度：40 mm 试样截取的高度位置（mm）：（a）10；（b）50；（c）90

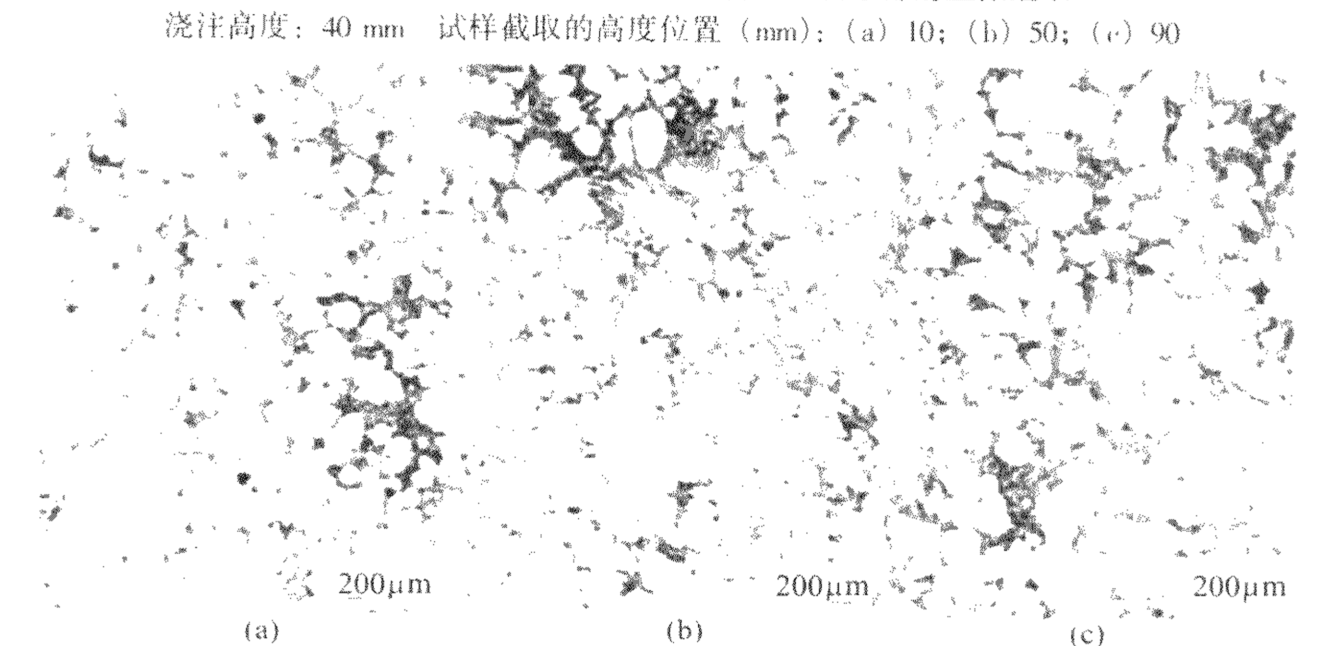


图 5.13-12 630℃下浇注的 A356 合金坯料心部的显微组织

浇注高度：400 mm 试样截取的高度位置（mm）：（a）10；（b）50；（c）90

2.5 其他制备工艺

除了机械搅拌、电磁搅拌、变形诱变激活和低过热度浇注方法外，还研究探讨了其他一些制备半固态金属浆料或坯料的方法，如超声振动法、单辊旋转法、晶粒细化及半固态重熔法、喷射沉积法、粉末冶金法、紊流效应法、金属熔体混合法等，这些制备方法的工艺原理、特点和应用见表 5.13-1。

表 5.13-1 半固态合金浆料或坯料的其他制备方法

制备方法	制备原理	特点	应用
超声振动	利用超声机械振动波扰动合金的凝固过程，细化合金晶粒，获得球状初晶的半固态金属浆料	制备半固态金属浆料，也可制备半固态连铸坯料，控制方便，但超声波在合金中的衰减很厉害	适用于低熔点合金半固态浆料或坯料的制备
单辊旋转（Shearing-Cooling-Rolling）	利用旋转的机械辊轮把弧状结晶壁上生长的初晶不断碾下，并与剩余的液体混合成半固态金属浆料	剪切速率高，既可制备半固态金属浆料，也可制备半固态连铸坯料，控制较方便	适用于低熔点金属半固态浆料或坯料的制备
晶粒细化及半固态重熔	利用细化剂制备金属坯料，再将该坯料进行半固态重熔，便可获得非枝晶的流变组织	制备方法简单、效率高，制备成本低，但合适的细化剂很少	适用于铝及锌合金半固态坯料的制备
喷射沉积	利用 Ospray 工艺将金属熔体雾化、喷射沉积到基板上，形成半固态合金坯料	半固态合金坯料的组织非常细小，触变成形性非常好，但价格昂贵	适用于高熔点合金或锻造铝合金坯料的制备
粉末冶金	将不同的合金粉末混合，再进行粉末预成形，将预成形坯料加热至半固态区，进行适当保温，即获得半固态金属坯料	半固态金属坯料的组织非常细小，触变成形性非常好，但价格昂贵	适用于高熔点合金或锻造铝合金坯料的制备
紊流效应	迫使过热金属液通过一个特制的冷却系统装置，金属熔体在流动过程中不断地凝固，同时不断地受到剪切作用，即可获得半固态金属浆料	既可制备半固态金属浆料，也可制备半固态连铸坯料，但控制较困难	尚处在研究探索中
金属熔体混合	将一定温度下的两种相同或不同种类的金属熔体相互混合，凝固后就可以制备出等轴晶或非枝晶的半固态坯料	工艺过程简单，控制容易，制备效率高，成本低	适用于所有合金

3　半固态金属的触变铸造

3.1　半固态金属坯料的重熔加热

在半固态金属触变铸造中，金属坯料必须首先被重新加热至固液两相区的某一温度下，恢复金属坯料的半固态特性，并保证金属坯料具有一定的固液相体积比例和均匀的温度场，并且在加热过程中，金属坯料的组织还会发生不同程度的变化，因此半固态重熔加热过程和重熔加热后的组织对后续的触变铸造具有重要作用。

从半固态重熔加热工艺上看，为了满足金属半固态触变铸造的需要，金属坯料的半固态重熔加热应满足以下基本要求：①对于不同的成形合金，应确定不同和合理的重熔加热温度，使半固态重熔加热后的金属坯料便于搬运，同时又具有较理想的触变铸造性能，以便获得轮廓清晰的零件毛坯。②对金属坯料的重熔加热温度要求精确控制、坯料内部的温度梯度应尽可能的小，以获得固相分数准确和固相分布均匀的重熔半固态坯料。③半固态重熔加热应具有一定的速度，防止重熔加热过程中坯料表面的过分氧化和初生晶粒的过分长大。④金属坯料的重熔加热时间应与触变铸造过程的时间相匹配，以便组织生产。

金属坯料的半固态重熔加热方法有多种，如电磁感应重熔加热、电阻炉重熔加热、盐浴炉重熔加热、直流电短路重熔加热等。目前，真正投入工业应用的重熔加热方法只有电磁感应半固态重熔加热，但在实验室的研究中，有时也会用到电阻炉重熔加热和盐浴炉重熔加热等方法。

在金属坯料的电磁感应半固态重熔加热中，由于感应涡电流的集肤效应，加热时坯料外层部分的温度较高，心部的温度较低。如果在一个恒定的功率下加热，金属坯料的外层部分首先熔化，而心部还处于完全的固态，这种恒功率电磁感应加热方式无法满足金属坯料的半固态重熔加热，因此，在半固态重熔加热过程中，必须适时地降低电磁感应加热功率，这才能保证半固态金属坯料温度场的均匀性。

半固态金属触变铸造的生产效率很高，如果采用单个感应器进行加热，每加热一块半固态坯料约需要6～16 min，无法满足触变铸造的需要。为了保证半固态金属坯料的重熔加热精度和加热速度，生产中大都采用连续式电磁感应加热工艺，即将一系列感应加热器组成一整套加热系统，这些感应器输入不同的加热功率，低温阶段坯料的感应器采用大功率快速升温加热，高温阶段坯料的感应器采用小功率慢速升温加热和温度场均匀化，所有的感应加热器同时通电加热、也可同时停止加热。当每块坯料顺序经过所有的感应加热器后，其温度或固相率应该达到触变成形要求，每块坯料的总加热时间等于单个感应加热器的加热时间乘以感应加热器的数量。从每块半固态坯料的加热时间看，它的加热时间也可以达到数分钟，但从整个加热系统看，加热系统可以在预定的时间内提供一块合适的半固态坯料，如图5.13-13所示。该加热系统设置了12个加热工位，4个高功率工位、4个中功率工位、4个低功率工位。在该系统加热时，每工位通电加热36 s，然后间断14 s，进行坯料加热工位的轮换，再重复前面的动作，直至坯料从最后一个感应加热器中轮换出来。每块坯料的总加热时间为7.2 min，但该半固态重熔加热系统在1 h内却可以提供72块半固态A356（美国牌号）合金坯料，从而满足了半固态触变成形工艺的需要。

根据半固态重熔加热过程中坯料的放置形式，电磁感应加热可分为水平式和垂直式。水平式电磁感应加热的坯料长度可以大一些，坯料不存在坍塌危险，允许坯料有更高的液相分数，便于触变成形更复杂的零件；水平式电磁感应加热也便于加热凝固间隔很小的半固态金属坯料，但水平式电磁感应加热的设备昂贵，而且占据空间大。德国的HIS和EFU公司、日本的MES（Mitsui Engineering & Shipbuilding Co）公司可以提供这种水平式电磁感应半固态重熔加热系统。

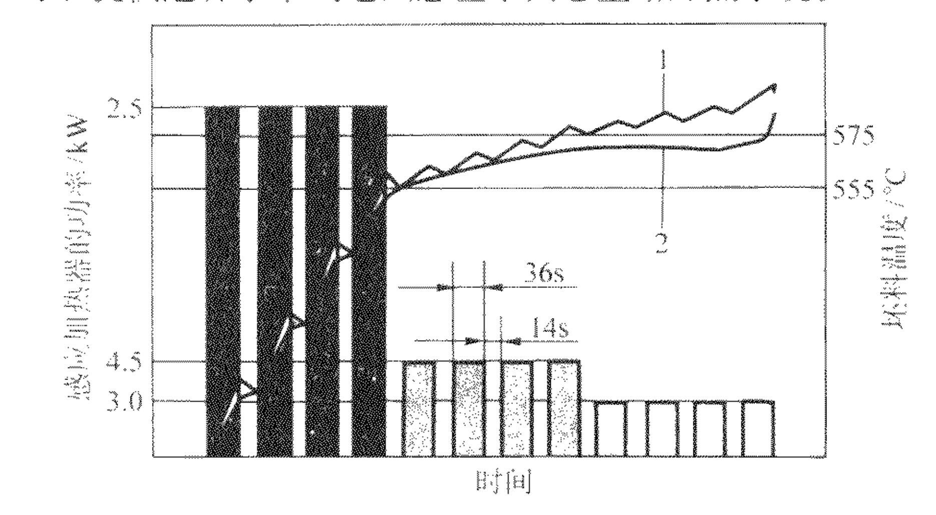


图5.13-13　美国牌号A356合金坯料的典型半固态重熔加热工艺

坯料直径76 mm，高度110 mm，感应器加热数量12个，加热频率650 Hz，加热速率72块/h；各工位加热36 s，再间断14 s，如此重复加热

1—坯料边缘温度曲线；2—坯料心部温度曲线

与水平式电磁感应半固态重熔加热系统比较，垂直式电磁感应加热设备相对便宜一些，占地空间小，可以利用转动圆盘实现坯料的连续加热，但垂直式电磁感应加热的坯料容易坍塌，坯料的液相分数不能太高，被加热坯料的高度与直径的比要小于2.5。IHS和EMA公司可以提供这种垂直式电磁感应加热设备，最多可以设置18个感应加热器。图5.13-14为瑞士Buhler公司的半固态铝合金触变压铸设备示意图，左边设备为电磁感应半固态重熔加热系统，共设有14个工位，其中2个清理工位、3个投放坯料工位和8个加热工位，1个出料工位，可见其结构紧凑、占地少。

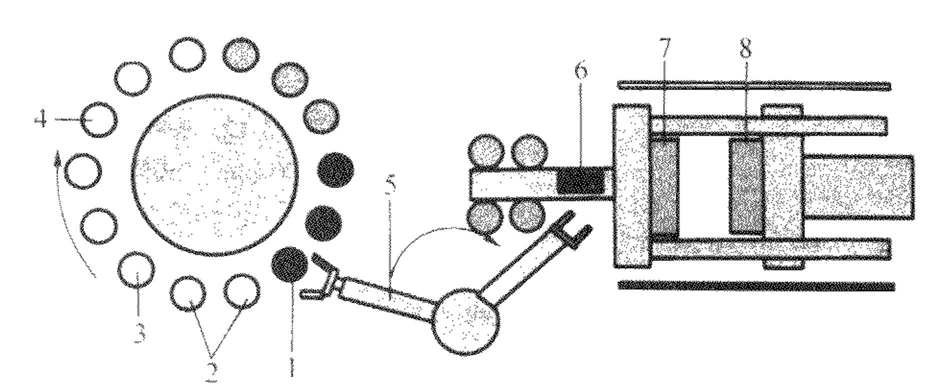


图5.13-14　半固态铝合金触变压铸系统示意图

1—出料工位；2—清理工位；3—加料工位；4—加热工位；5—搬运机器人；6—压铸机压射室；7—压铸型定型；8—压铸型动型

连续式电磁感应重熔加热设备通常采用一个控制回路来进行生产控制，但当触变铸造过程出现间断时，电磁感应加热系统就会出现问题，如加热到预定温度的坯料只能报废，浪费了能源和坯料，所以连续式电磁感应半固态重熔加热系统的适应能力较差，组织生产时缺乏必要的柔性。为了克服这一缺点，德国EFU公司又开发了电磁感应加热器分别控制的垂直式感应加热系统，AEG公司也开发了电磁感应加热器分别控制的水平式感应加热系统。

电磁感应半固态重熔加热是目前半固态合金触变铸造中最主要的加热方式，其优点是：重熔加热速度快，坯料的表面氧化少，容易与高效率的触变铸造设备的生产节奏相匹配；感应加热工艺易于实现机械化和自动化控制，生产环境优良。但电磁感应半固态重熔加热的缺点是：加热坯料时感应电流具有较强的集肤效应，产生的热量集中于坯料的外部，在坯料内部产生较大的温度梯度，容易造成半固态坯料的温度场或固相分数的不均匀；受感应加热器形状的限制，不适合加热形状复杂和多品种小批量的坯料；加热过程中坯料的温度或固相分数难以直接测量。

3.2 半固态金属的触变压铸

半固态金属的触变压铸是在一般液态金属压铸的基础上发展起来的一种新型压铸工艺，这种新型压铸工艺克服了传统液态金属压铸的最大缺点，即可获得非常致密和可进行热处理强化的压铸件。半固态金属触变压铸工艺主要包含三个工艺流程：半固态合金原始坯料的制备、原始合金坯料的半固态重熔加热和半固态坯料的触变压铸成形。在第一个工艺流程中，首先对处于凝固前期的金属熔体进行激烈地搅拌，获得球状初生固相的半固态金属浆料，并将这种半固态金属浆料完全凝固成坯料或铸锭；这个工艺流程及与该流程有关的设备一般都单独位于另外的一个车间或另外的工厂，专门进行半固态触变成形坯料的生产或制备，这样便于控制坯料的生产工艺和降低生产成本。在第二个工艺流程中，根据压铸件的重量或尺寸，将已经完全凝固的半固态金属坯料切断成一定的大小，再将切断的半固态金属坯料放入加热装置内进行快速半固态重熔加热，并控制坯料的固相分数或液相分数；如果采用电磁感应重熔加热方法，每个金属坯料大约需要加热 6～15 min；金属坯料的半固态重熔加热设备一般设置在触变压铸车间，而且与触变压铸机相距很近，与压铸机组成一个触变压铸成形系统。当金属坯料各处的温度或固相分数达到预定数值和基本均匀时，就可进入第三个工艺流程，将半固态金属坯料送入压铸机的射压室，进行压射成形，并进行适当的保压，然后卸压开模，取出压铸件，清理模腔和喷刷涂料，这就完成了一次半固态金属触变压铸，如图 5.13-2 所示。

为了提高半固态金属触变压铸的生产效率和生产工艺的控制水平，除了压铸机和电磁感应加热设备外，还需要一些配套的辅助设备，如抓取坯料机器人、抓取压铸件机器人、喷涂料机构、铸件冷却箱、浇注系统切割锯等，这些辅助设备与主机之间要协调配合，共同完成半固态合金的触变压铸生产，图 5.13-15 就是一种形式的半固态合金触变压铸设备系统的平面布置图。图 5.13-15 中设置了两个机器人，一个机器人的作用是将电磁感应加热设备转盘上的达到预定温度的半固态坯料送入压铸机的压射室，另一个机器人的作用是将压铸件从压铸机中搬走，并依次将铸件放在冷却箱内和浇道切割锯上。

(1) 铝合金的触变压铸

铝合金的触变压铸是目前研究和应用最多的触变压铸工艺，早在 20 世纪 70 年代初期，就进行了半固态铝合金触变压铸实验。最早进行的半固态触变压铸的铝合金为美国牌号 A380，合金的成分（质量分数）为：Si = 8.5%、Cu = 3.5%、Fe = 1.0%、Zn = 1.0%、Mn = 0.5%、Ti = 0.2%。利用射线照相方法检测了各种液态压铸件和半固态触变压铸件的内部气孔：经过触变压铸，获得了较为致密的压铸件和良好的外观质量；如果触变压铸的坯料为树枝晶组织，压铸件主要由低熔点的共晶组成，而浇道余料主要由高熔点的初生固相组成，即在触变压铸时，铝合金坯料中的液相优先进入压铸型腔，初生固相则滞留在浇道余料中，造成压铸件成分出现严重的偏析。

目前，铝合金触变压铸工艺中的坯料重熔加热设备一般采用封闭回路控制的连续式多工位电磁感应加热方式，也可以采用多工位的独立控制的电磁感应加热方式，很少采用电阻炉式的重熔加热方式；铝合金触变压铸工艺中的压铸机多采用具有实时控制性能和能够实现复杂压射曲线的压铸机，也可以采用改造后的普通压铸机。为了实现设备之间的最佳配合，铝合金触变压铸系统中常常配备有若干台机器人。目前，触变压铸采用最多的铝合金为电磁搅拌连续铸造的美国牌号 A356、A357 坯料，正在实验的触变压铸铝合金还有 AlSi6Cu3Mg、AlSi6Cu1Mg、AlSi17Cu4Mg 等，美国牌号的锻造铝合金 A2024、A2219、A2618、A6063、A6082、A7075 等也正处在触变压铸实验中。经过半固态触变压铸成形，铝合金压铸件具有许多独特的优点，如可以压铸形状很复杂和壁厚相差较大的零件；既可以使用铸造铝合金，也可以使用锻造铝合金。铸件中的缩孔、气孔等显微孔洞很少，铸件可进行热处理强化，力学性能较高（见表 5.13-2）；铸件的成分、组织和性能很均匀，铸件易于实现近净化（net - shape）成形和大幅度减少机加工量。因此，铝合金触变压铸目前在汽车工业和其他工业中得到较大规模的实际应用。

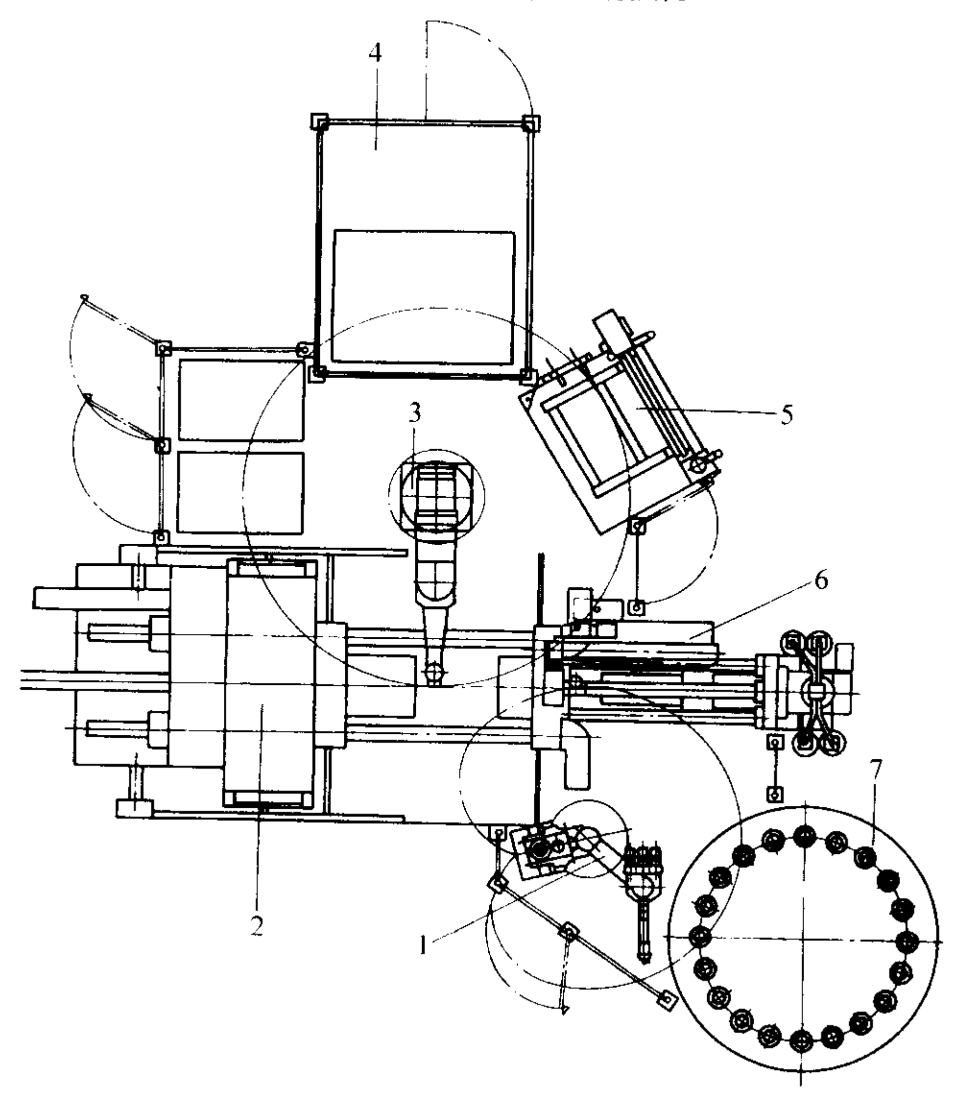


图 5.13-15 半固态金属触变压铸设备平面布置图

1—坯料搬运机器人；2—H - 630SC 型压铸机；3—铸件抓取机器人；4—浇注系统锯切机构；5—铸件冷却箱；6—涂料喷涂装置；7—加热系统

表 5.13-2 A356 和 A357 合金半固态触变压铸件与其他铸件的力学性能比较

合金种类	成形工艺	热处理工艺	屈服强度 /MPa	抗拉强度 /MPa	伸长率 /%	硬度 HBS
A356	SSM	铸态	110	220	14	60
	SSM	T4	130	250	20	70
	SSM	T5	180	255	5～10	80
	SSM	T6	240	320	12	105
	SSM	T7	260	310	9	100
	PM	T6	186	262	5	80
	PM	T51	138	186	2	-
	CDF	T6	280	340	9	-
A357	SSM	铸态	115	220	7	75
	SSM	T4	150	275	15	85
	SSM	T5	200	285	5～10	90
	SSM	T6	260	330	9	115
	SSM	T7	290	330	7	110
	PM	T6	296	359	5	100
	PM	T51	145	200	4	-

注：SSM—半固态触变压铸件，PM—金属型铸件，CDF—闭模锻件。

(2) 铜合金的触变压铸

相对于铝合金来说，铜合金的液相线温度较高，压铸型的寿命较短，因此，只有部分较低熔点的黄铜适合于液态压铸生产，大部分铜合金都不适应液态压铸生产。金属半固态触变压铸工艺的产生，使得较高熔点的铜合金有可能实现压铸生产，因为铜合金触变压铸时的坯料温度明显降低，这可以显著地提高铜合金压铸型的寿命。在20世纪70年代前期，就进行了美国牌号905和836两种铜合金的半固态触变压铸，铜合金905的成分（质量分数）为：Sn = 10%；Zn = 2%，铜合金836的成分（质量分数）为：Sn = 5%、Zn = 5%、Pb = 5%。该触变压铸采用连续机械搅拌制备的半固态铜合金坯料，坯料尺寸规格约为 ϕ35 mm × 152 mm 或 ϕ44.5 mm × 70 mm，铜合金坯料采用电磁感应加热，触变压铸件及浇注系统如图5.13-16所示。

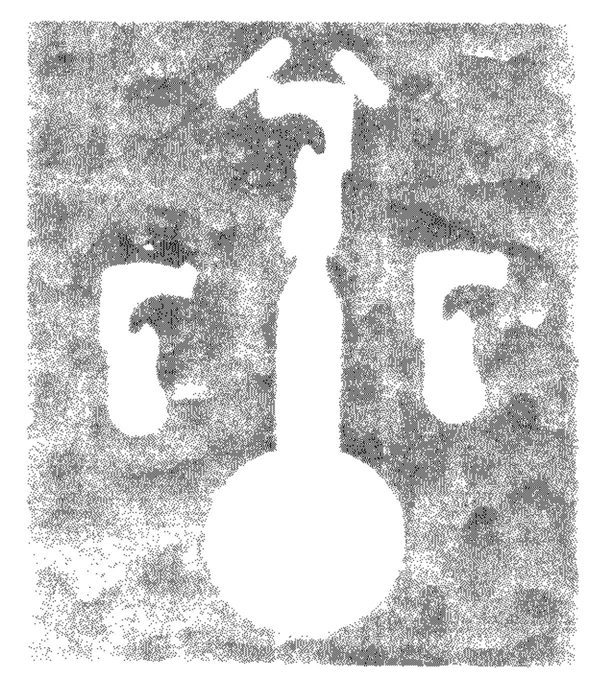


图5.13-16　美国牌号铜合金905和304、440C不锈钢半固态触变压铸件及浇道

经过数百次的触变压铸实验，发现：随着触变压铸时坯料固相分数的提高，压铸件的致密度越来越高。另一个可喜的结果是：在压铸温度比该合金的液相线温度低约28℃的情况下，美国牌号铜合金905和836都可以成功地进行触变压铸成形。如果再考虑到铜合金液态压铸需要一定的过热度，那么铜合金的触变压铸温度相对于铜合金液态压铸温度则有更大幅度的降低，这对于提高模具寿命具有重要的意义，但到目前为止，铜合金的触变压铸技术进展并不大，有关研究探索的参考文献数量较少，也未进入实际商业应用，这可能与铜合金触变压铸型寿命的实际提高幅度不大有关。

(3) 钢铁的触变压铸

相对于铝合金来说，钢铁的液相线温度更高，压铸型的寿命更短，因此，钢铁材料基本不适合传统的液态压铸生产。但由于金属半固态触变压铸工艺的出现，使得高熔点钢铁材料的压铸生产出现了一线新的希望，因为钢铁材料触变压铸时的坯料温度明显降低，这可以显著地提高钢铁材料压铸时模具的寿命。在20世纪70年代中期进行的半固态钢铁的触变压铸研究就已经取得了一批成果，Flemings等人共制备了约3 t的半固态钢铁及其它高熔点合金的坯料，其中进行了约2 500次的半固态钢坯触变压铸实验，获得了致密的触变压铸件。Bramann等人利用卧式电磁感应加热器及专门的坯料托和Buhler公司制造的现代化的H－630 SC型压铸机也成功触变压铸了阶梯形的美国牌号M2高速钢压铸件，压铸件的组织分布均匀。

Flemings等人还专门研究了触变压铸型的寿命，取得了重要成果。每当触变压铸若干次数后，对压铸型表面的裂纹进行直观评级（从1级到5级，1级情况下的表面裂纹很小）。经过500次的触变压铸后，美国牌号H13模具钢制作的模具表面的裂纹等级为5级，而美国牌号H21模具钢制作的模具表面的裂纹等级为3.25级，这说明H21模具钢更适合制作半固态钢铁触变压铸型。与H13和H21模具钢相比，在主要试验条件相同的情况下，实验了CuCr0.8模具材料的寿命，铜铬压铸型经过固溶和淬硬处理，表面硬度达70HRB，该铜铬模具材料的导热能力为H13和H21模具钢的10倍；压射周期为0.2 s，每当取出压铸件时，立即向压铸型喷刷水基胶体石墨润滑剂，以维持压铸型的最高平均温度不超过50℃；经过500次的触变压铸实验，压铸型表面未出现任何裂纹，压铸型寿命得到显著的提高，这为高熔点钢铁材料的触变压铸提供了坚实的基础；将CuCr0.8模具材料改变成CuCr0.5Zr0.5模具材料，钢坯的固相质量分数提高到65%，经过650次的触变压铸以后，模具表面尚未看到裂纹。但总的来看，钢铁的半固态触变压铸技术进展仍然不大，远未达到实际商业应用的技术水平，这可能与钢铁触变压铸型寿命较短以及触变压铸的性能不高有关。

(4) 触变压铸设备

在金属半固态触变压铸工艺中，压铸机是成形的核心设备之一，压铸机性能的优劣将直接影响触变压铸生产的正常进行。半固态金属在充型流动时的特点与液态金属不同，半固态金属的表观黏度比液态金属的黏度高得多，而且随着充型的进行，半固态金属的表观粘度还在不断发生变化，因而其流动阻力较大，因此，为了满足触变压铸的要求，所用压铸机应该具备以下功能：具有较高的压射压力和增压压力，便于充满型腔和获得较高强度的压铸件；具有实时数字化控制压射压力和压射速度的能力，可以任意改变压射曲线，以满足稳定地层流充填型腔和减少紊流与裹气，获得致密的压铸件；具有放置半固态金属坯料的特殊压室，满足触变压铸的基本工艺要求。

瑞士Buhler公司研制的H－630 SC型压铸机就具有上述功能，该压铸机使用了更大的压射缸，并通过中央控制阀和控制回路来控制压射过程，可以设定9种不同的压射曲线，包括压射过程中的加速和减速。H－630 SC型压铸机如图5.13-17所示。根据半固态铝合金坯料的规格、压铸机的压射力（动态和静态）和压铸型锁型力，Buhler公司提出了半固态触变压铸机的具体选择方案，见表5.13-3。意大利Idra Presse公司也能提供两款金属半固态触变压铸机，其性能参数见表5.13-4。

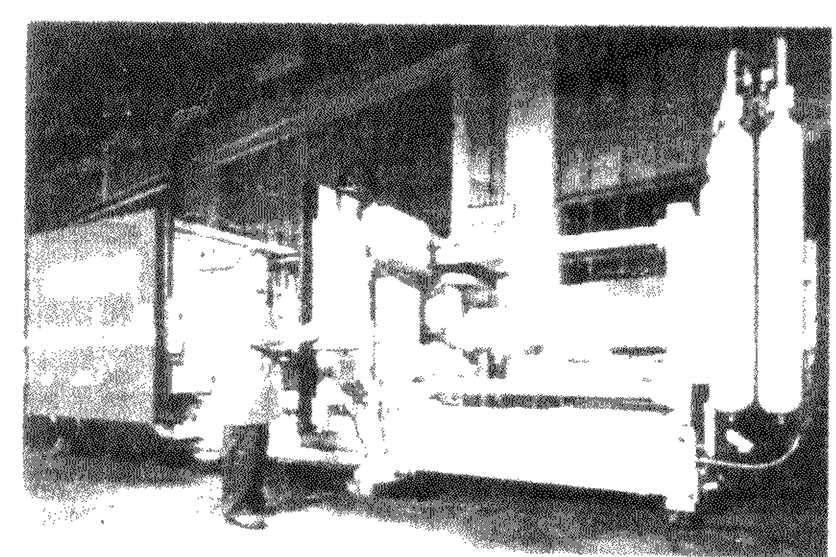


图5.13-17　适合半固态触变压铸的Buhler公司生产的H－630SC型压铸机

世界上还有许多公司可以生产现代化的、具有实时数字化控制压射压力和压射速度能力的压铸机，如美国的EPCO分公司（位于Fremont，Ohio，USA）已经改造了一批专门用于半固态合金触变成形的压铸机，这些压铸机主要供给了汽车厂，生产1.8～2.2 kg的压铸件，这些压铸机的主要特点在于压室结构和具有更大的压射力；美国的HPM Corp（位于Mt Gilead，Ohio，USA）为Thixomat公司生产Thixomolding

设备，用于镁合金的触变注射成形；Italpresse of America 公司（位于 Tuckerton, New Jersey, USA）生产专门用于半固态金属触变成形的压铸机，压铸机的型号为 400 t、1 600 t 和 2 150 t；Prince Machine corp（位于 Holland, Michigan, USA）也生产专门用于半固态合金触变成形的压铸机，如为 Concurrent Technologies Corporation（CTC）提供的半固态合金触变成形压铸机的参数如下：锁型力 5 300kN，压铸型厚度范围 406 ~ 914 mm，压铸型行程 432 mm，压射室内径 178 mm，压射室行程 483 ~ 711 mm，最高压射冲头速度 7.6 m/s，压射压力 4.1 ~ 8 MPa，最大增压压力 41.3 MPa，该公司还开发了立式半固态合金触变压铸机。

表 5.13-3　半固态金属触变压铸机的选择

坯料规格			42/54N 型		66/84N 型		105/140N 型		180/220N 型	
直径 /mm	长度 /mm	质量 /kg	最大压射力/MPa							
			动态	静态	动态	静态	动态	静态	动态	静态
63.5	120 ~ 200	1 ~ 1.6	106	260						
76.2	130 ~ 220	1.4 ~ 2.5	80	200	120	270				
88.9	140 ~ 230	2.2 ~ 3.6			85	190				
101.6	150 ~ 250	3 ~ 5.2			70	158	92	220		
114.3	170 ~ 300	4.4 ~ 8					70	165		
127	180 ~ 340	6 ~ 11					60	130	80	200
139.7	200 ~ 370	8 ~ 15					48	115	70	175
152.4	220 ~ 400	10 ~ 19							57	140

表 5.13-4　典型的标准压铸机与半固态触变压铸机性能参数的比较

压铸机性能参数	标准型 OL—320	半固态压铸型 OL - 320	标准型 OL - 700	半固态压铸型 OL - 700
最大动态压射力/kN	177	224	277	444
最大增压压射力/kN	345	395	669	745
冲头行程/mm	400	650	600	835
冲头直径/mm	50 ~ 90	50 ~ 80	70 ~ 120	80 ~ 105
坯料长度/mm		≈160		≈220
坯料直径/mm		50.8 ~ 76.2		76.2 ~ 101.6

（5）半固态合金触变压铸工艺控制规律

半固态金属触变压铸成形工艺具有许多优势，这些触变压铸工艺优势的获得，需要依赖触变压铸工艺参数的保证。如果触变压铸的工艺参数选择不合理，触变压铸的技术优势得不到发挥，半固态触变压铸件的质量将得不到保证，甚至比传统的液态金属压铸件的质量还差，因此，触变压铸工艺参数的控制规律对压铸过程的稳定性和压铸件的内在和外在质量都具有重要的影响。

一般来说，影响触变压铸工艺的参数主要包括：半固态金属坯料的液相分数或半固态金属坯料的温度、冲头的压射速度或浇道中半固态金属浆料的流动速度、动态压射压力和静态增压压力、压射室和压铸型的预热温度、浇注系统的设置等。另外，原始半固态金属坯料的制备工艺和半固态坯料的重熔加热工艺也会影响金属半固态触变压铸的工艺过程。

1）原始半固态金属坯料制备工艺的优化　原始半固态金属坯料制备的控制参数主要有金属液的冶金质量、电磁搅拌的强度、连续铸造的速度及冷却强度等，这些参数的波动将会影响到坯料重熔加热前的状态，如坯料的晶粒大小、组织的非枝晶化程度、坯料的化学成分、坯料中的含气量、坯料中的夹杂物含量等，这些因素又会影响坯料的后续半固态重熔加热工艺及其控制，进而影响半固态金属的触变压铸，如坯料化学成分的波动就会影响金属的液相线温度和固相线温度，如果坯料重熔加热工艺参数保持不变，重熔加热后坯料的液相分数就会波动，这会影响坯料的搬运和触变成形；坯料的晶粒大小和非枝晶化程度的波动会影响重熔加热时组织的圆整化程度及触变成形；坯料中的含气量和夹杂物含量还会影响压铸件的最终性能。但在实际生产当中，原始半固态坯料制备工艺参数总会发生一定程度的波动，因此，从重熔加热和触变压铸的过程稳定性及压铸件质量的稳定性看，要求原始半固态金属坯料在制备过程中尽量保持制备工艺参数的相对稳定，以确保原始半固态坯料性质的稳定，给后续重熔加热和触变成形提供一个良好的基础。

2）半固态合金坯料的液相分数　在半固态金属触变压铸过程中，半固态坯料的温度或坯料的液相分数是一个关键控制参数，它对半固态坯料的重熔加热、搬运输送和触变成形及铸件质量具有极其重要的作用。

从半固态坯料重熔加热角度看，如果采用立式电磁感应加热，为了防止坯料在加热过程中的坍塌、严重变形，或加热坯料的高度较高，也为了便于夹持输送，半固态坯料的液相分数应尽可能控制的较低，但应该满足触变压铸成形的需要。如果采用卧式电磁感应加热，金属坯料一般预先放置在一个托盘里，在加热过程中不存在坯料的坍塌和严重变形，坯料的输送也相对较为简单，这时坯料的液相分数可以控制的相对高一些，但也不宜过高。

从触变压铸的角度看，半固态金属浆料的表观粘度与固相分数呈指数关系，随着半固态金属浆料固相分数的增高，其表观粘度急剧升高。所以，为了压铸完整的铸件和降低成形抗力，或压铸形状复杂的铸件，应使坯料的液相分数控制的高一些，此时，半固态合金的表观黏度较低，流动阻力下降，充型就比较容易；如果坯料的液相分数控制的较低，即坯料的温度低一些，此时的半固态金属的表观黏度升高，流动阻力增大，充满型腔就困难一些。

从已有的生产和科学研究结果看，常用金属坯料的重熔加热温度并未形成固定的数值，而是在一定的范围内变化；对于常用的美国牌号 A356 铝合金来说，其触变压铸成形时坯料常采用的加热温度为：为 580 ~ 587℃，至少应该 ≥575℃。对于美国牌号 A357 铝合金来说，其触变压铸成形时坯料常采用的加热温度约为 580℃。对于美国牌号 A319 铝合金来说，其触变压铸成形时坯料常采用的加热温度约为 574℃。对于美国牌号 6082 铝合金来说，其触变压铸成形时坯料常采用的加热温度为 635 ~ 640℃。对于美国牌号 A7075 铝合金来说，其触变压铸成形时坯料常采用的加热温度为 620 ~ 625℃。对于 AlSi4Cu2.5Mg 铝合金来说，其触变压铸成形时坯料常采用的加热温度约为 583℃。对于美国牌号 AZ91D 镁合金来说，其触变压铸成形时坯料常采用的加热温度为 575 ~ 580℃。对于美国牌号 M2 高速钢来说，其触变压铸成形时坯料常采用的加热温度约为1 415℃。

3）压铸机压射冲头的速度和压射压力　在半固态金属触变压铸中，压铸机压射冲头的速度或内浇道中半固态金属的流速和压射压力对压铸件的成形、内部质量和外部质量具有极其重要的作用。

通过对美国牌号 905 铜合金、440C 不锈钢的系统半固态触变压铸实验，发现半固态金属的压射速度和压射压力适当时，半固态触变压铸件的内在和外在质量都合格，如图 5.13-18 和图 5.13-19 所示。在图 5.13-18 和图 5.13-19 中，虽然合金种类相差很多，但规律很相似：当半固态金属进入型腔的入口速度太低时，半固态金属熔体无法完全充满压铸型型腔，但当半固态金属进入型腔的入口速度太高时，半固态

触变压铸件内部又存在较多的孔洞，因此，当半固态金属进入型腔的入口速度为中等大小时，半固态金属压铸件的外在质量和内在质量都很高。

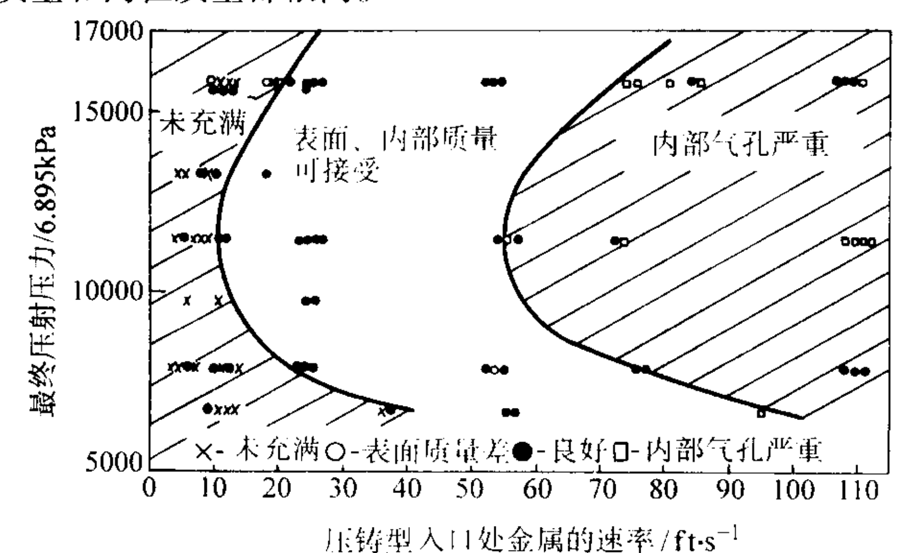


图 5.13-18 半固态 905 铜合金触变压铸参数与铸件质量
固相质量分数 50%～60%；铸件重 45 g；内浇道断面积 22.6 mm^2；1 ft = 0.304 8 m

影响半固态合金最佳冲头压射速度的因素很多，如坯料的温度、压铸件的复杂程度、浇道的设置、合金的种类及成形性、压射室和压铸型的预热温度、压铸型的润滑剂种类、压铸机的性能等，因此，目前极为缺乏各种具体合金的压射速度与具体压铸件质量的对应关系规律，除图 5.13-18 和图 5.13-19 外，只有一些零星的、不太一致的数据可供参考，如美国牌号 A356 半固态铝合金，其合适的浇口流动速度 < 5 m/s，也有人认为合适的浇口流动速度为 1～2 m/s，还有人认为合适的压射冲头速度为 1 m/s，另有人认为合适的压射冲头速度为 0.25～0.5 m/s；美国牌号 A6082、A7075 半固态铝合金，其合适的浇口流动速度≥5 m/s；美国牌号 AZ91D 半固态镁合金，其合适的浇口流动速度为 10 m/s；AlSi4Cu2.5Mg 半固态铝合金，其合适的压射冲头速度为 0.5～1.5 m/s。

除压射速度外，压射压力对触变压铸件的内外质量也具有重要的作用。因为半固态合金的表观粘度比同种液态合金的表观黏度高三个数量级，半固态金属充型时的阻力较大，所以当压铸机的压射压力较低时，可能充填不满，或压铸件的表面质量较差，如果压射压力过大，意味着压射速度的提高，也可能会造成严重的裹气。最近的一项研究结果证明了半固态铝合金触变压铸应该选用高压射压力的压铸机，而不是选用较低压射压力的压铸机，因为该研究结果表明：适当提高半固态金属触变压铸时的动态压射压力和增压压力，压铸件内部的显微孔洞更少，可以进一步提高压铸件的力学性能。该研究采用 ϕ76.2 mm × 117 mm 的美国牌号 A356 铝合金坯料，感应加热系统由 8 个工位组成，由两台 100 kW 和一台 50kW 电源供给感应加热器，压铸机压力为 6 000 kN；当动态压射力由 8.27 MPa 提高到 20.67 MPa，增压压力由 20.67 MPa 提高到 41.34 MPa，压铸件本体取样的铸态断裂强度由 115.76 MPa 提高到 192.93 MPa，铸态屈服强度由 84.75 MPa 提高到 97.15 MPa，铸态伸长率由 2.8%提高到 9.3%。

4）浇注系统的设置原则　在金属半固态触变压铸工艺中，浇注系统也是一个非常重要的控制参数，浇道的形状、数量、尺寸和位置对压铸时的合金充填流动和压铸件的最终质量起着关键性的作用，但影响浇注系统设置的因素太多，而且影响十分复杂，因此，目前还十分缺乏有关半固态金属触变压铸浇注系统设计的参考数据，大多凭借传统液态金属压铸型浇注系统的设计经验来设计半固态金属触变压铸的浇注系统。

浇道的尺寸：从防止裹气、阻止紊流和避免氧化皮进入铸件考虑，浇道的最小厚度至少应该等于浇道与铸件交接处的浇道的厚度。如果浇道厚度过薄，在触变压铸时，浇道将比浇道入口处先凝固，阻止铸件的凝固补缩。

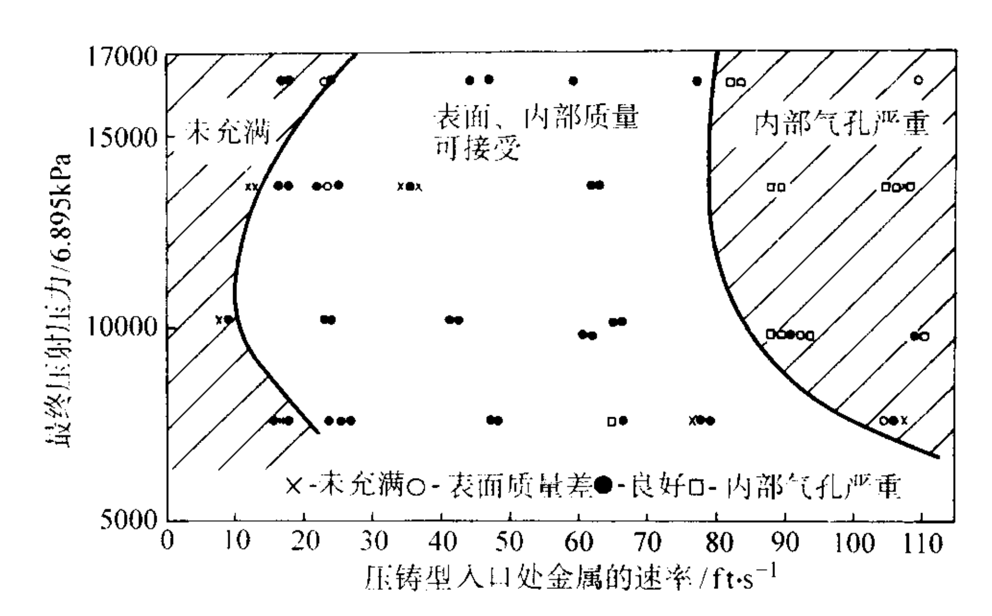


图 5.13-19 半固态 440C 不锈钢触变压铸参数与铸件质量
铸件重：45 g；内浇道断面积：22.6 mm^2；1 ft = 0.304 8 m

另外，从浇道始端到铸件，浇道断面积应逐渐缩小 10%～20%，以便在触变压铸充型过程中维持必要而稳定的背压，防止卷入气体和氧化皮。

浇道的位置：浇道应该设置在压铸件最厚的部位，以提供最佳的凝固补缩条件。如果浇道设置在压铸件较薄的部位，与浇口相临的薄壁部位将优先凝固，这将阻断压铸件厚壁部位的补缩通道，容易导致压铸件出现凝固缩孔或缩松。

浇道设置还应尽可能地保证半固态金属熔体在各个方向的流动距离相等或平衡。如果半固态金属熔体在各个方向的流动距离不相等，如图 5.13-20a 所示，半固态金属熔体将先充满铸件的左边，并在无压力下开始凝固，而铸件的右边还在充填当中；当铸件完全充满并在铸件中建立起补缩压力时，铸件的左边已经凝固若干时间了，其凝固补缩不会充满，容易在铸件的左边产生铸造缺陷；如果按 5.13-20b 所示设置浇道位置，半固态金属熔体在各个方向的流动距离基本相同，铸件两端几乎可以同时被充满，凝固补缩将可以得到基本保证。

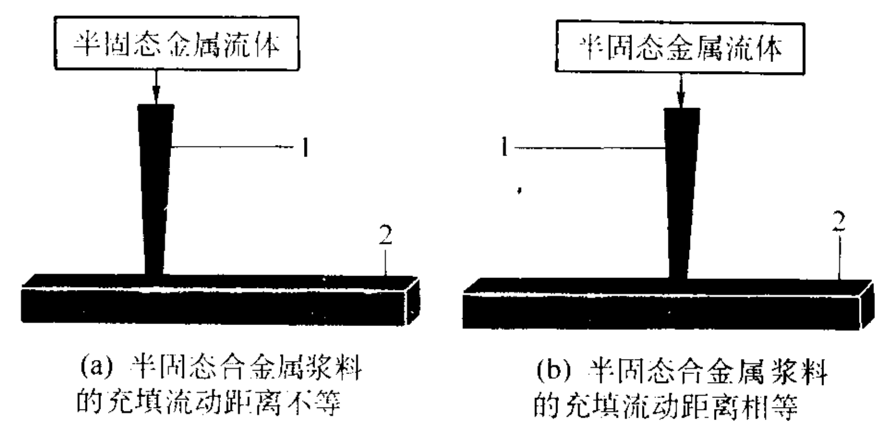


图 5.13-20 浇道位置的设定示意图
1—浇道；2—铸件

浇道的数量：传统液态合金压铸常常采用多个浇道，但在半固态金属触变压铸中，若采用多个浇道将带来许多问题，这会引起半固态金属流头之间的相互焊合，造成裹气和显微孔洞的增加，如图 5.13-21 所示，因此，对于半固态金属触变压铸来说，应该采用单个浇道进行充填，并设置必要的溢流口以防止半固态金属流头的焊合与裹气。

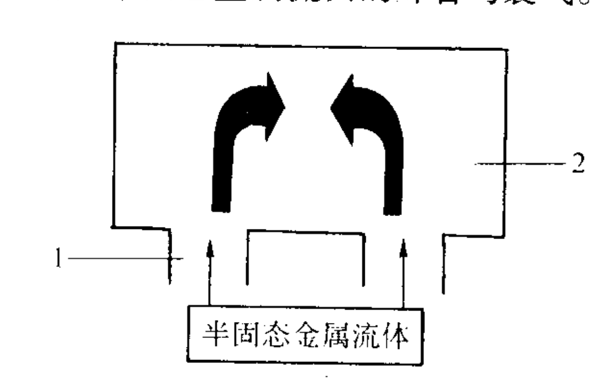


图 5.13-21 浇道数量对半固态金属流动的影响示意图
1—浇道；2—压铸型腔

浇道尺寸：浇道尺寸的设定首先应该保证半固态金属以层流充填型腔。如果浇道尺寸比浇道进入压铸型的型腔宽度和厚度小得多，半固态合金充填型腔时将会像一股射流优先充填压铸型型腔的中间部位，这肯定会造成激烈的紊流充填，包裹大量的气体，产生劣质铸件；如果浇道尺寸与浇道进入压铸型处的型腔宽度和厚度相等，就会产生层流充填。

另外，为了保证凝固补缩，浇道的厚度应该与压铸件最厚的壁厚相当，在充填型腔时，有利于维持浇道余料与铸件之间的补缩通道，借助增压进行凝固补缩；如果浇道的厚度过薄，浇道将先于压铸件凝固，阻断了凝固补缩通道，可能造成压铸件的补缩不良。

充型时间：半固态金属触变压铸的充型时间约为0.1～0.3 s，与传统液态合金压铸的充型时间0.05～0.15 s相当，表5.13-5为Formcast公司的一些半固态金属触变压铸件的充型时间。

表5.13-5　一些半固态金属触变压铸件的充型时间

触变压铸件名称	零件质量/kg	充型时间/s
摩托车外侧悬臂座	3.18	0.2
摩托车轮	1.14	0.25
摩托车传动链轮	1.05	0.17
弓形柄提升器	0.85	0.22
摩托车把手提升器	0.80	0.27
飞机天线舱	0.15	0.11

5）压铸机压射室和压铸型的预热温度。在半固态金属触变压铸前，压铸机的压射室和压铸型要预热到一定的温度，预热的目的：一是减轻压射室和压铸型对半固态金属的"激冷"作用，避免半固态坯料提前凝固、充填不足及冷隔等缺陷的产生，如有实验表明：压铸型预热温度的高低对半固态金属充填型腔长度的贡献率为20.5%，这直接说明了压铸型预热温度对半固态合金触变压铸的重要性；二是减轻高温半固态金属对压射室和压铸型的"热冲击"，延长压室和压铸型的使用寿命。压射室和压铸型预热的方法很多，可以采用煤气喷烧、煤油喷烧、电热丝或热油，甚至采用液态金属的预压铸来预热压射室和压铸型。

在连续生产中，压射室和压铸型温度还会不断升高，尤其是触变压铸高熔点合金时，压射室和压铸型的温度升高更快。如果压射室和压铸型温度过高，将会引起半固态金属产生粘型、铸件冷却缓慢、铸件晶粒粗大和铸件力学性能下降。因此，在压射室和压铸型的温度过高时，应该采取冷却措施。压射室和压铸型的冷却通常采用压缩空气、水或循环油进行冷却。

目前，关于压铸机压室和压铸型的工作温度尚未出现统一的规定，一般在触变压铸美国牌号A356、A357等合金时，压射室和压铸型的工作温度可以取180～300℃；在触变压铸美国牌号A380铝合金时，压铸型的工作温度约为200℃；在触变压铸美国牌号A6082、A7075铝合金时，压射室和压铸型的工作温度可以取180～190℃；在触变压铸AlSi4Cu2.5Mg铝合金时，压射室和压铸型的工作温度可以取210～270℃；在触变压铸美国牌号AZ91D镁合金时，压射室和压铸型的工作温度可以取230～260℃；在触变压铸美国牌号铜合金905时，压铸型预热温度约为350℃；在触变压铸美国牌号AISI4030低合金钢、304和440C不锈钢、M2高速钢时，压铸型的工作温度约为250℃。

总之，关于金属半固态触变压铸成形工艺参数与触变压铸件质量之间的定量数据关系仍然很不充足，需要不断地加以丰富，才能更好地指导半固态金属触变压铸的生产。

3.3　半固态金属的触变锻造

半固态金属的触变锻造成形是在一般固态金属锻造的基础上发展起来的一种新型锻造工艺。在较低的压力下，半固态触变锻造可以成形非常复杂的锻件。与半固态金属触变压铸相类似，半固态金属触变锻造的工艺流程也包含三个主要工艺流程：半固态金属原始坯料的制备、原始金属坯料的半固态重熔加热和半固态坯料的触变锻造成形，如图5.13-22所示。前两个工艺流程的技术控制规律与半固态触变压铸相同，只是当金属坯料各处的固相分数达到预定值时，将半固态金属坯料送入锻造机的锻模型腔内，进行锻压成形，并进行适当的保压，然后卸压开模，取出锻件，清理型腔和喷刷涂料，这就完成了一次半固态金属的触变锻造。

铝合金的半固态触变锻造也是目前研究和应用较多的工艺。在触变锻造中，将半固态铝合金坯料先放入一个压射室，通过压力作用使半固态铝合金浆料经浇道进入锻模型腔，就可以将坯料的氧化皮去除，这种锻造方法也可称为闭模锻造或挤压铸造，已经获得较大规模的实际应用，如图5.13-22所示。

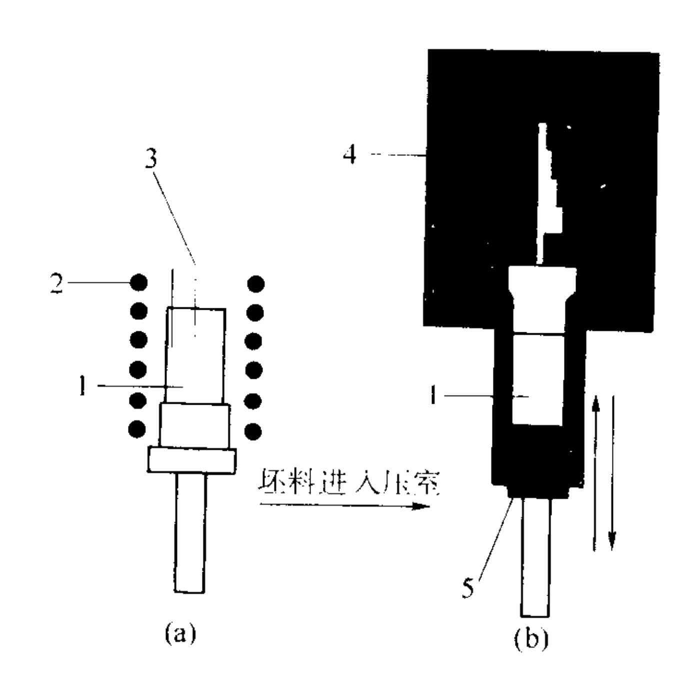


图5.13-22　半固态金属触变闭模锻造示意图

1—半固态金属坯料；2—感应加热器；3—测温热电偶；4—锻模型腔；5—锻造冲头

在美国牌号A356铝合金触变锻造中，浇道中半固态铝合金的流动速度和浇道断面大小对锻件内部和外部质量有重要影响，实验表明：浇道断面较小时，这个流速约为1～2 m/s；浇道断面较大时，这个流速约为0.5～2 m/s。较大的浇道断面可以减少凝固收缩孔洞，获得更致密的锻件，而较小的浇道断面容易使半固态铝合金浆料大量散热和引发浇道中浆料的凝固，造成充填不满等缺陷。在充填过程中，剪切速率变化引起的浆料表观黏度的改变对充填过程影响不明显。

触变锻造采用最多的铝合金为美国牌号A365、A357半固态坯料，正在实验的触变锻造铝合金还有美国牌号A2024、A2219、A2618、A6063、A6082、A7075等。

3.4　半固态金属的触变射铸

美国Dow化学公司在塑料注射的基础上，于1989年发明了一种镁合金触变射铸技术（即Thixomolding），并于1991年获得美国发明专利。触变射铸技术的工作原理如图5.13－23所示，实际设备如图5.13-24所示。触变射铸的设备主要由六大部分组成，一是高速压射系统，保证半固态镁合金浆料射入模具型腔时具有足够的压力和速度；二是螺旋剪切系统，该系统主要由一只螺旋杆和剪切桶构成，镁合金屑在该

系统中不断被板带电阻丝加热，同时，被螺旋杆剪切搅拌，形成预定固相分数的半固态浆料；三是半固态镁合金浆料收集系统，该系统主要由收集容器和单向阀构成，剪切系统制备的半固态镁合金浆料不断集中在收集容器中，单向阀的作用是防止浆料回流；四是螺旋驱动系统，保证螺旋杆的正常剪切转动；五是射铸模具，半固态镁合金浆料将被射入该模具型腔；六是镁合金屑给料系统，该系统不断地和定量地将镁合金屑送入螺旋剪切系统，镁合金屑由常规凝固的镁合金切割而成。

镁合金半固态触变射铸的控制规则如下：镁合金屑的大小没有严格的限定，只要能进入螺旋杆的旋片之间即可，一般镁合金屑的粒度为2~5 mm。对于美国牌号AZ91D镁合金来说，剪切系统末端的温度控制精度为±2℃，半固态浆料的固相质量分数控制在0.05~0.6，随着浆料固相质量分数的不同，浆料温度可以在35℃的范围内变化；通常情况下，对于薄壁铸件，半固态镁合金浆料的固相质量分数控制在0.05~0.1，对于厚壁铸件，半固态镁合金浆料的固相质量分数控制在0.2~0.3。螺旋杆的剪切转速一般在100 r/min。剪切桶内需要通入氩气，以减少镁合金的氧化。在射铸时，螺旋杆的最高推进速度为5.08 m/s，通常为2.03~2.54 m/s，充填时间为20 ms~40 ms，整个压射周期约为20 s~45 s；实验表明：推进速度高一些，有利于改善铸件的力学性能和充填性。充填压力在前期的峰值为7 MPa，在充填的末端压力可以升至62~82.7 MPa。模具的预热温度一般为175~240℃，通过热油、镁合金浆料和冷却喷雾调节模具的温度。

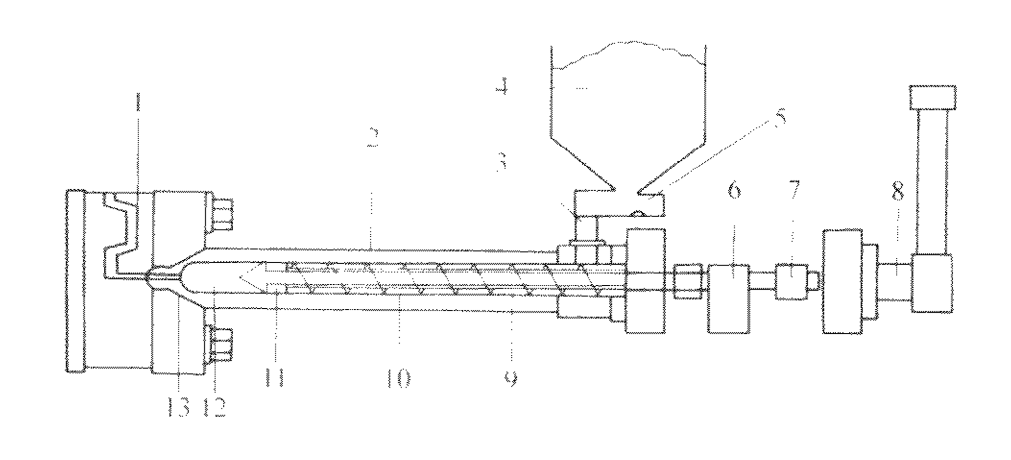


图5.13-23　镁合金触变射铸工作原理示意图
1—射铸模具；2—加热区；3—氩气引入位置；4—粒状镁合金；5—定量供料器；6—螺旋驱动机构；7—止推轴承；8—高速压射系统；9—螺旋剪切杆；10—剪切桶；11—单向阀；12—半固态浆料累积机构；13—射嘴

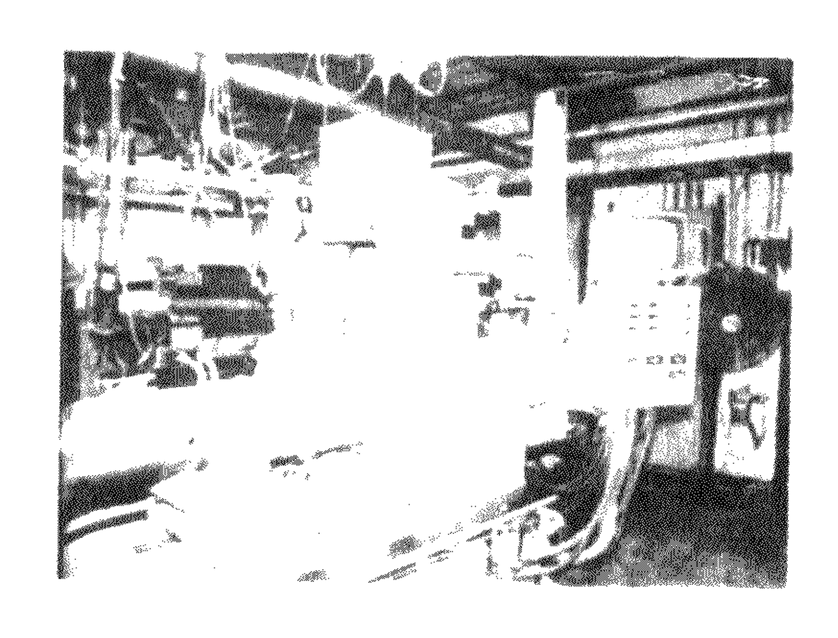


图5.13-24　半固态镁合金触变射铸机

美国牌号AZ91D镁合金经过半固态触变射铸以后，具有以下几个优点：避免处理很容易氧化和燃烧的液态镁合金，避免使用破坏臭氧的污染气体SF_6，工作环境大为改善；由于半固态镁合金以层流方式充填型腔，铸件内部的孔洞大大减少，比如，AZ91D镁合金液态压铸件的孔洞体积分数一般为3.2%，而半固态触变射铸件的孔洞体积分数一般为1.7%，相对减少了47%；铸件的重复生产性很好，对50万只齿轮箱铸件进行了抽检，清理后的铸件质量为93 g，其质量偏差只有±0.2 g；半固态镁合金的凝固收缩小，铸件的尺寸精度高，检测了几种铸件，两孔中心距尺寸偏差比北美压铸协会的标准偏差数值低得多；铸件的平整度高，对一种离合器壳铸件和一种电子仪器壳铸件进行了检测，铸件平整度偏差全部在北美压铸协会的标准误差数值的50%以内；由于触变射铸工艺不存在镁合金的熔渣、氧化皮、喷溅，射铸浇道的余料很少，所以镁合金的氧化烧损小于0.5%，镁合金的收得率高达85%；可以实现无起模斜度射铸，减少机加工量；触变射铸改善了零件的韧性、耐腐蚀性、蠕变强度和焊接性；镁合金触变射铸件的壁厚范围宽，可达0.35~25 mm。

最近，镁合金触变射铸又在以下三个方面取得了重要进展：①利用低频感应加热技术取代板带电阻丝加热剪切系统，因为板带电阻丝加热速度慢，触变射铸的生产效率低；改用低频感应加热技术后，触变射铸周期缩短45%，产量提高83%，还降低了剪切系统内的温度梯度和热应力；加热频率一般应在5~1 000 Hz范围变化，加热器一般设两个。②即时设计（Just-in-time alloys design）和生产不同成分的合金制品，其专有技术名称为ThixoBlend；生产企业只要准备几种基本合金屑，再根据生产定单要求，配制特定成分的混合合金屑，就可以快速地实现生产，使生产具有更大的灵活性，如利用美国牌号AZ91D和AM60合金屑，可以生产美国牌号AM71和AM81成分的铸件；利用该技术还可以生产复合材料。③利用热浇道技术（Hot sprues and runners）进一步降低触变射铸的返回炉料，提高镁合金的收得率，降低生产成本，镁合金的收得率超过了85%；热浇道技术是在浇道内设置了加热器，使浇道温度维持在预定的镁合金浆料温度，仅使紧挨型腔的针状内浇道保持在较低温度下；改善了充填流动，稳定了充填时镁合金浆料的固相分数，提高了镁合金浆料的充填性，还减少了生产周期约40%。

4　半固态金属的流变铸造

半固态金属的流变压铸是最早进行研究的半固态金属成形工艺，它将制备出的半固态金属浆料直接送往压铸机的压室，进行流变压铸。然而，早期通过机械搅拌制备的半固态金属浆料的保存和输送很不方便，半固态金属流变铸造技术的进展很缓慢，一直没有成熟的技术。但近年来，半固态金属流变铸造技术的研究越来越受到重视，一些新的流变铸造方法正在取得突破性的进展。

4.1　压射室制备浆料式流变铸造

为了避免半固态金属浆料的存储和输送，日本Hitachi金属有限公司的Shibata等人提出了一种技术方案：在2500 kN立式压铸机的压射室中制备半固态金属浆料，然后直接压射成形，如图5.13-25所示。在图5.13-25中，对浇入压射室中的美国牌号A357铝合金（1.5 kg）进行电磁搅拌，同时，铝合金熔体在搅拌中不断冷却；当铝合金熔体冷却到适当的温度（590~600℃），就制备出了具有触变性的半固态铝合金浆料，然后，在133 MPa的压射压力和0.4 m/s的入口速度下，将半固态美国牌号A357合金浆料直接压入压铸型型腔，流变压铸后的平板铸件组织与液态铝合金压铸件

的组织截然不同，经过电磁搅拌后的初生αAl为球状。图5.13-25中所用的压室具有特殊结构，在压射室上开有12道垂直缝隙，缝隙宽度为2 mm，以减小压射室产生的感应涡电流，强化电磁搅拌效果，如图5.13-26所示。经过T6处理（铸件在540℃保温4 h，淬入热水，又在160℃时效4 h），流变压铸件的力学性能比挤压铸件的性能高一些，尤其是伸长率提高一倍。在此实验的基础上，Shibata等人又在6 300 kN立式压铸机上进行了类似的实验，压铸件为一种汽车零件，浇入的铝合金质量为4.7 kg，半固态铝合金浆料的温度为590～600℃，压射压力为100 MPa，浇口处的压射速度为0.23 m/s；流变压铸件经过T6处理（铸件在540℃下保温4 h，淬入热水，又在160℃下时效4 h）后，其力学性能与挤压铸件的相当，但伸长率提高了38%。

Hitachi金属有限公司对直接在压射室中制备半固态铝合金浆料的技术作了进一步改进，用电磁泵和热管将熔化炉中的铝合金液直接送入压铸机压射室，避免与空气接触，再通过氩气保护，进一步减少浆料中的氧化夹杂物；压射室外增加了感应加热器，用以均匀半固态铝合金浆料的温度场；从1999年开始，该技术已经用于汽车零件的生产。

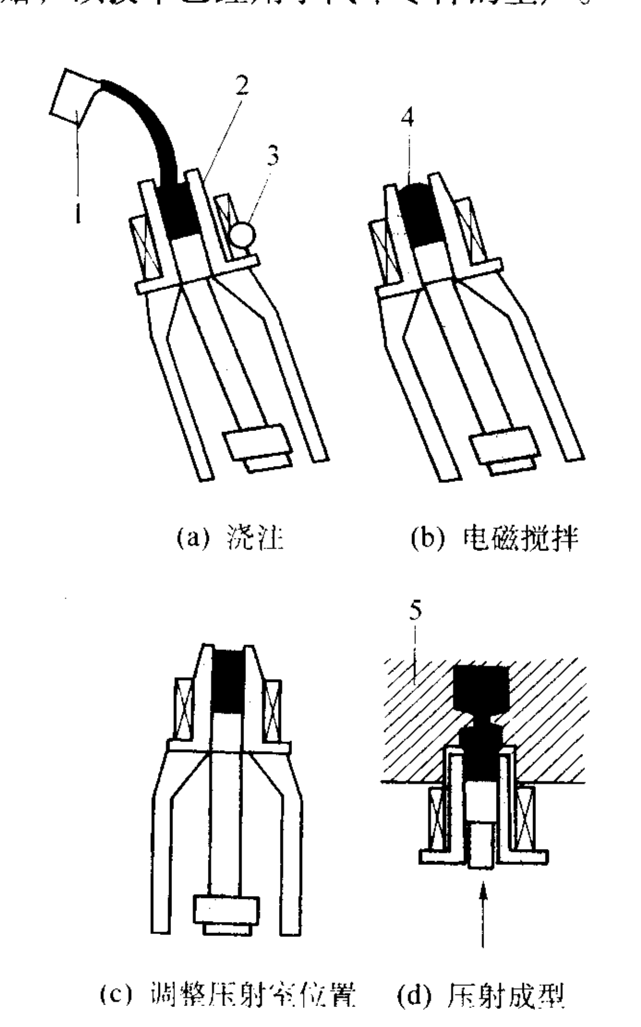


图5.13-25 压射室制备半固态金属浆料和流变成形示意图
1—浇包；2—压射室；3—电磁搅拌器；4—合金熔体；5—压铸型

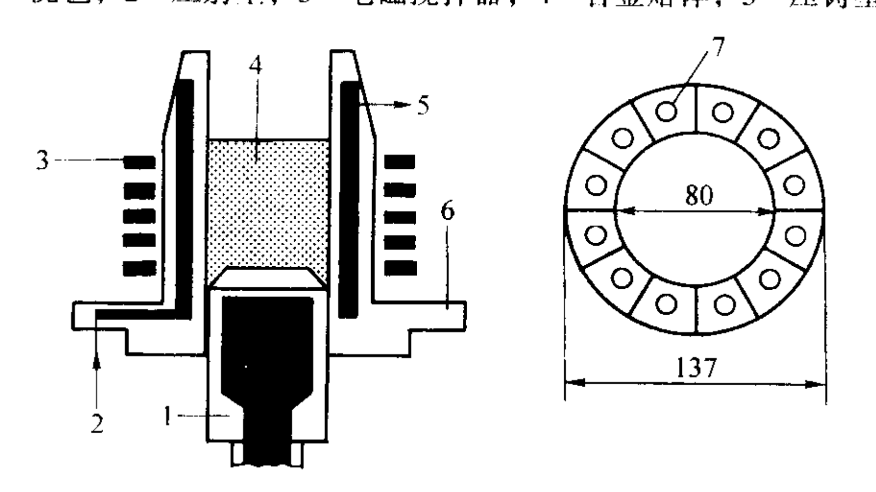


图5.13-26 流变压铸的特殊压射室结构
1—压射冲头；2—冷却水入口；3—电磁搅拌器；4—合金熔体；5—冷却水出口；6—压射室；7—压室中的冷却水道

4.2 单螺旋机械搅拌式流变铸造

触变射铸（thixomolding）技术已经获得实际商业应用，生产近净形的镁合金铸件，如汽车零件、笔记本式微机外壳、手机外壳等。这些零件的致密度比普通压铸件高，生产安全可靠、环境污染小，因此触变射铸技术具有较强的竞争力，但触变射铸需要使用固态镁合金屑，原料的制造较为麻烦、成本较高；触变射铸件的气孔体积分数仍然较高，可达1%～1.7%左右；触变射铸的设备投资及设备维护成本较高；与普通压铸相比，触变射铸的生产周期较长，所以，在研究开发触变射铸技术的同时，美国康乃尔大学提出了流变射铸技术，并于1993年制造了10 t的立式流变射铸原型机。随后，在1994年6月，康乃尔研究基金公司又将该流变射铸技术申报了美国专利，并在1996年3月获得专利授权。

立式流变射铸的工艺流程如图5.13-27所示。在图5.13-27a所示的流变射铸中，不使用固态合金屑，而是使用过热的液态合金；液态合金从浇注漏斗中流入搅拌外桶和螺旋杆的缝隙中，以氩气保护浇注漏斗，防止合金的氧化；合金熔体在向下流动过程中，不断被搅拌剪切和冷却，当金属熔体到达出口时，半固态金属浆料达到预定的固相分数，初生固相已经转变为球状；在射铸时，螺旋杆先后退一定的距离，使螺旋杆前端积聚足量的半固态金属浆料，然后螺旋杆以一定的轴向速度（≤0.15 m/s）将其前端的半固态金属浆料压入模具型腔；随后，螺旋杆再次旋转搅拌金属熔体，准备下一次射铸。在流变射铸中，对整个设备的温度控制要求很严格，为此设备分成五段，在第五段中设置了加热和监控热电偶，在第一和第二段中设置了加热和冷却通道及监控热电偶，在第三段设置了加热器；通过调整冷却通道中压缩空气的流量来调整第一和第二段的冷却强度，通过PID参数来调整各段的电阻加热功率，使各处的温度都处在预定的温度范围，最终射铸的半固态金属浆料控温精度可以达到±0.5℃。在流变射铸中，液态合金从浇注漏斗流入搅拌桶时几乎不会卷入气体，合金又是在密封的通道中被搅拌剪切，任何气体及惰性气体都不可能进入金属熔体中，因此，流变射铸中的半固态金属浆料的气体含量比触变射铸中的半固态金属浆料的气体含量低。在图5.13-27所示的流变射铸中，螺旋杆的转动速度为112 r/min，每分钟射铸一次，每次射铸的金属容量约为500 cm^3。流变射铸周期对半固态金属浆料射铸件的组织有较大的影响，射铸周期短，初生固相颗粒细小，但球形较差，射铸周期长，初生固相颗粒较粗大，但球形较好，如图5.13-27b所示。

1997年，台湾新竹工业技术研究院改进了立式流变射铸机，制造了100 t卧式或水平式流变射铸原型机，并进行了镁合金和锌合金的流变射铸工艺实验，从镁合金和锌合金射铸件的宏观组织看，流变射铸件的气孔率比普通压铸件的气孔率低得多；该流变射铸机每次射铸的理论合金容量为245 cm^3，最大压射速度为1.6 m/s，原型机如图5.13-28所示。该流变射铸机的设计面临的最大难题是防止各设备部件结合处的合金溢漏和压射机构的温度偏差。在合金浇注漏斗处引入SF_6保护气体，成功实现了美国牌号AZ91D镁合金的流变射铸。射铸件是一种手机外壳，其平均壁厚为1 mm，即使是手机外壳上用于组装的精细结构也完全可以射铸出来，如图5.13-29所示。经过实验，研究者认为以下五方面是进一步努力的目标：改进现有设备的动力系统，以便可以获得更高的压射速度；采用可变化的螺距，以便缩小螺旋搅拌桶的长度和直径之比（L/D），降低设备及维护费用；寻找SF_6的替代品，减轻对环境的污染；开发适合薄壁铝合金射铸件的流变射铸机；在将来，还准备试用电磁搅拌系统代替螺旋机械搅拌系统和缩短搅拌桶的长度。

与触变射铸相比，单螺旋流变射铸工艺的最大优点是：工艺流程短，生产成本低，废品和铸件余料回收方便，流变射铸件气孔率低。目前，单螺旋流变射铸工艺尚未达到实际应用水平，正处在设备完善和生产工艺优化阶段。

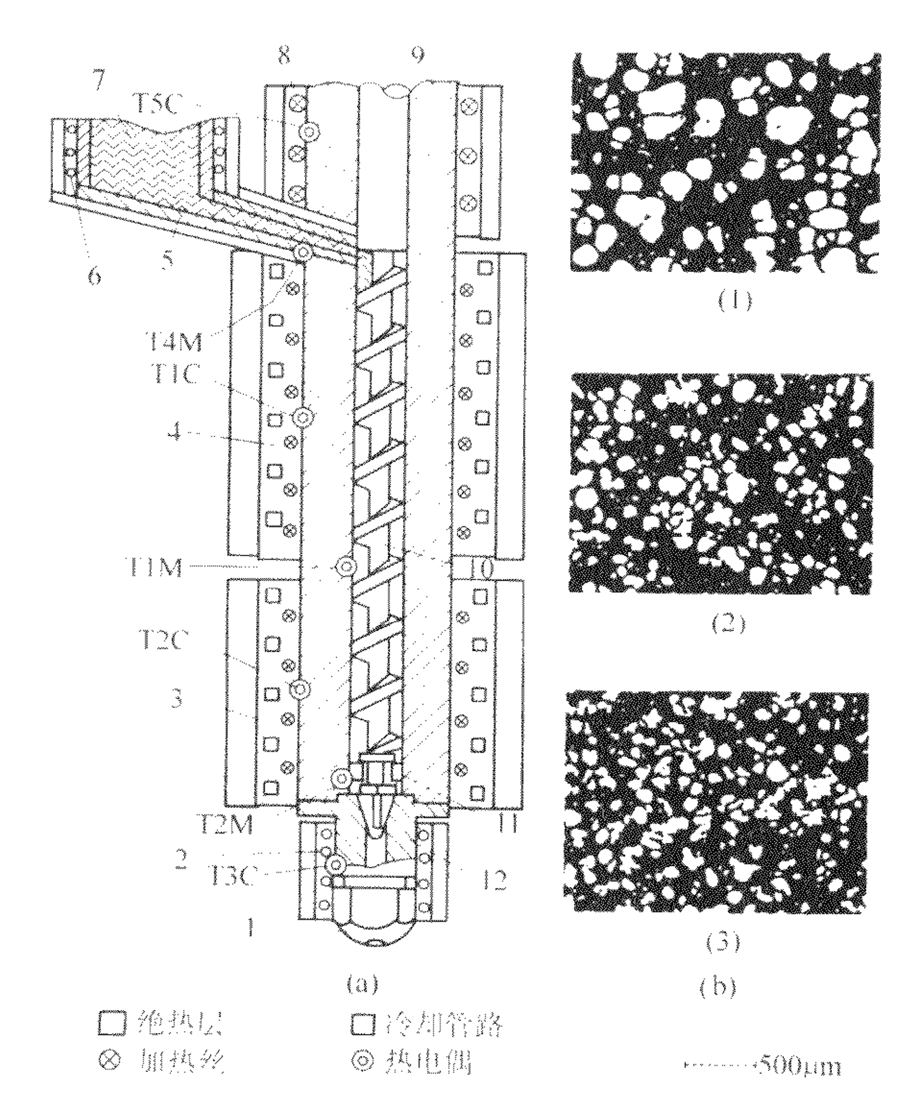


图 5.13-27 流变射铸工艺示意图

(a) 流变射铸示意图

(b) 射铸合金 Sn－15%Pb（质量分数），射铸速度 0.15 m/s，射铸周期（min）：(1) 50；(2) 3；(3) 1

1、11—单向阀；2—第三段加热丝；3—第二段冷却管；4—第一段冷却管；5—浇注漏斗；6—加热丝；7—液态金属；8—第五段加热丝；9—搅拌桶；10—螺旋杆；12—搅拌桶端盖

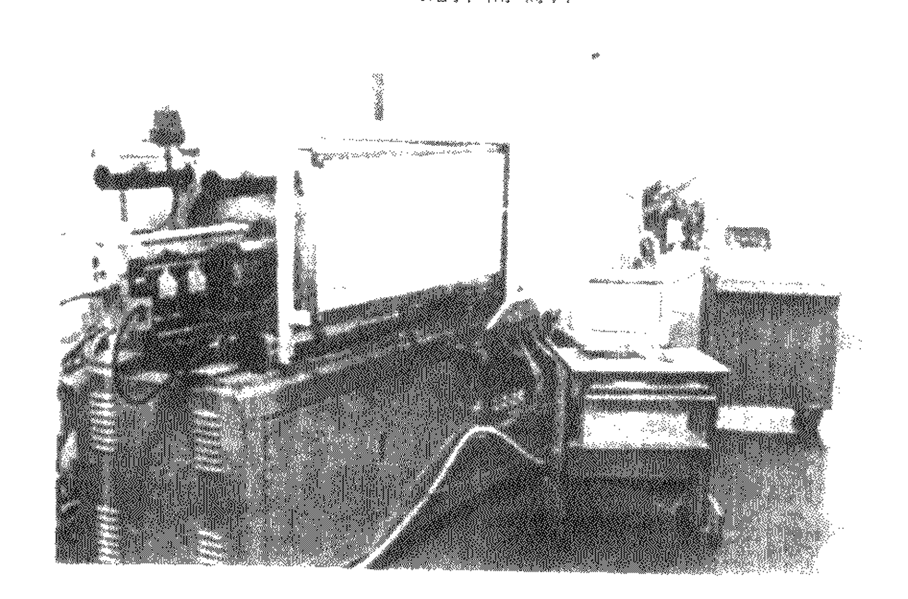


图 5.13-28 100 t 卧式流变射铸机

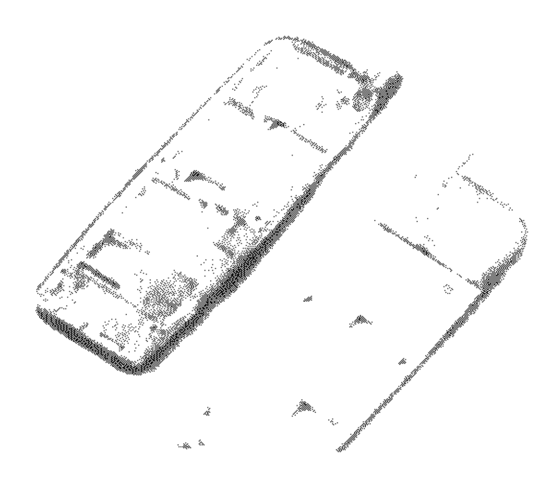


图 5.13-29 流变射铸的镁合金手机外壳

4.3 双螺旋机械搅拌式流变铸造

在单螺旋机械搅拌流变射铸的研究开发过程中，英国Brunel大学的 Fan 和 Bevis 于 1999 年提出了双螺旋机械搅拌流变射铸工艺。双螺旋机械搅拌流变射铸工艺原理如图 5.13-30 所示。由图 5.13-30 看，双螺旋机械搅拌流变射铸设备主要包括液态合金供料机构、双螺旋机械搅拌机构、压射机构和中央控制机构。供料机构能够保证向双螺旋机械搅拌机构提供温度和数量合适的液态金属；液态金属一旦进入搅拌系统，一边被双螺旋搅拌桶强烈地搅拌，一边被快速冷却到预期的固相分数；当半固态金属浆料到达输送阀时，初生固相已经转变为球状颗粒，并均匀分布在低熔点的液相中；当输送阀打开时，半固态金属浆料进入成形压射室，被压入模具型腔，并在模具中完全凝固；在双螺旋搅拌机构中，设备当中设置了许多的加热和冷却通道，可以准确的控制金属浆料的温度，控温精度可达 ±1℃；在合金供料器中也布置有加热源，以控制液态金属的温度；在压射机构中也布置有加热源，以控制压射室中半固态金属浆料固相分数，保证压射工艺过程的稳定。

图 5.13-30 所示的双螺旋流变射铸工艺所具有的最大优点是：可以获得很高的剪切速率，如 5 200 s^{-1}，或获得高强度的紊流。经过 Sn－w（Pb）15%和 Mg－w（Zn）30%合金的搅拌实验，结果表明：在大剪切速率或高强度紊流下，半固态金属浆料中的初生固相尺寸非常细小、圆整、分布均匀，很少发现初生固相的集聚现象，如图 5.13-31 所示。

在 Sn－15%Pb（质量分数）合金的流变射铸实验中还发现：高的剪切速率会增大合金凝固时的过冷度，这可能是初生固相晶粒细小的原因；在高的剪切速率下，初生固相容易成长为球状，而在较低的剪切速率下，初生固相容易成长为蔷薇状；在高剪切速率下，增加搅拌时间，半固态 Sn－w（Pb）15%合金浆料中初生固相的尺寸或晶粒密度和形状因子几乎不变化，如图 5.13-32 和图 5.13-33 所示，这说明初生固相未发生集聚长大。

将含有 φ（SF_6）0.3%～1.0%的氮气通入熔化炉、双螺旋搅拌桶压射室，美国牌号镁合金 AZ91D 经过 200 r/min 的双螺旋搅拌剪切，也可以获得球形圆整和尺寸细小的半固态浆料，如图 5.13-34 所示；这样的半固态 AZ91D 镁合金浆料能够流变射铸出力学试棒铸件；在流变射铸件中，初生αMg的分布基本均匀，只是在表面略微有一些液相偏析；流变射铸件的抗拉强度低于压铸标准，且随半固态 AZ91D 镁合金浆料的固相分数的提高而下降，这种变化可能与未优化的压铸工艺参数（如压射比压不高）有关。

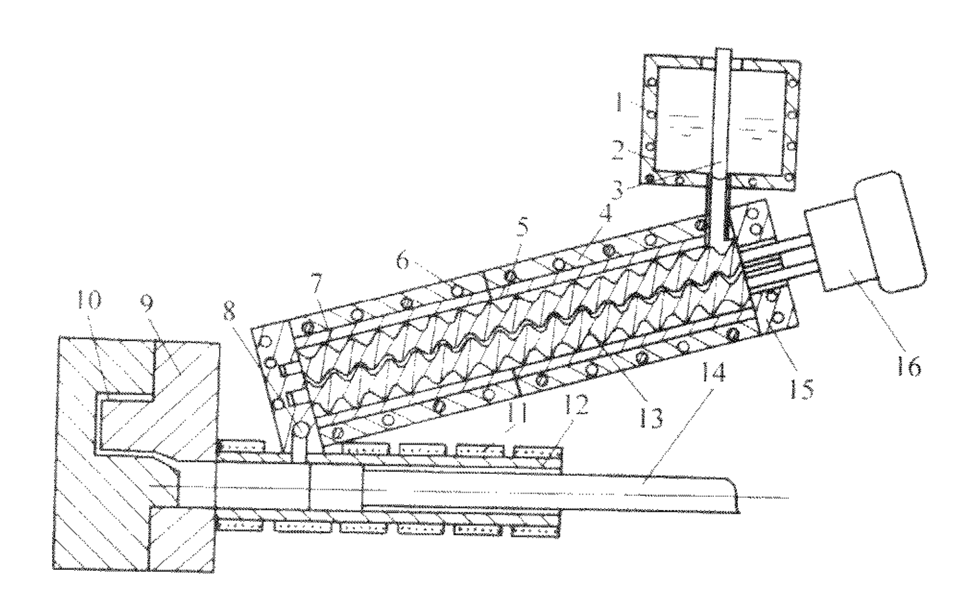
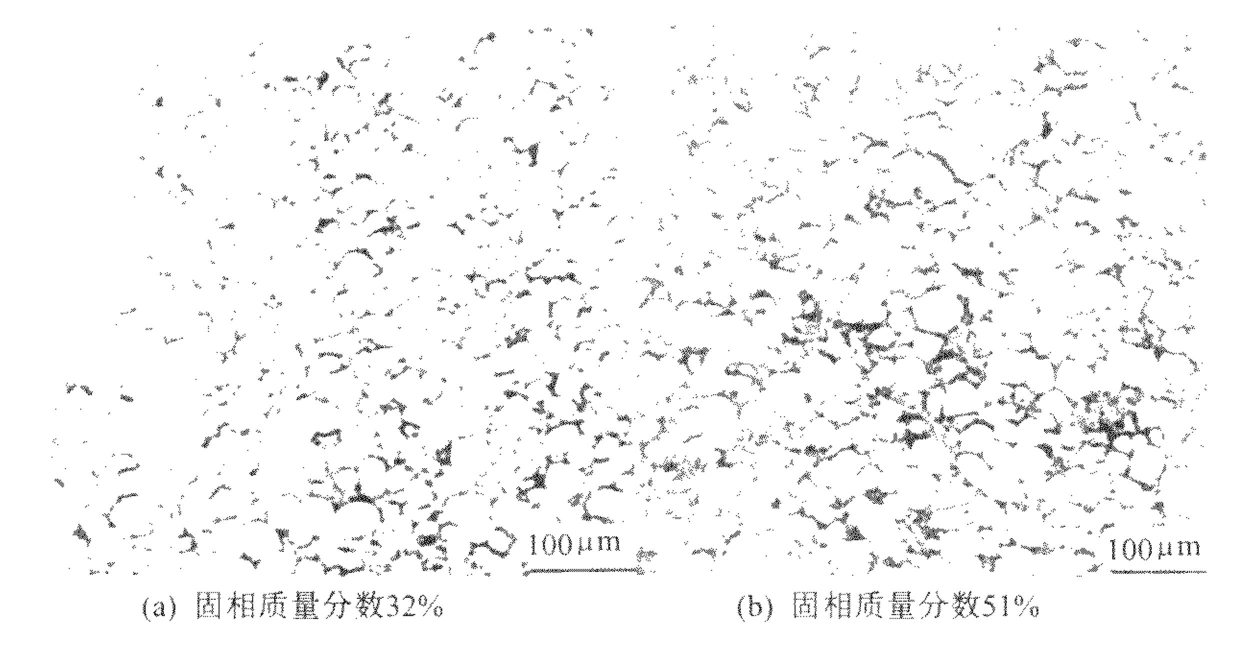


图 5.13-30 双螺旋机械搅拌流变射铸工艺原理示意图

1—加热源；2—坩埚；3—塞杆；4—搅拌桶；5—加热源；6—冷却通道；7—内衬；8—输送阀；9—模具；10—型腔；11—加热源；12—压射室；13—双螺旋；14—活塞；15—端盖；16—驱动系统



(a) 固相质量分数32%　　(b) 固相质量分数51%

图 5.13-31　Sn－15%Pb（质量分数）合金流变组织

剪切速率 5 200 s^{-1}，剪切时间 30 s

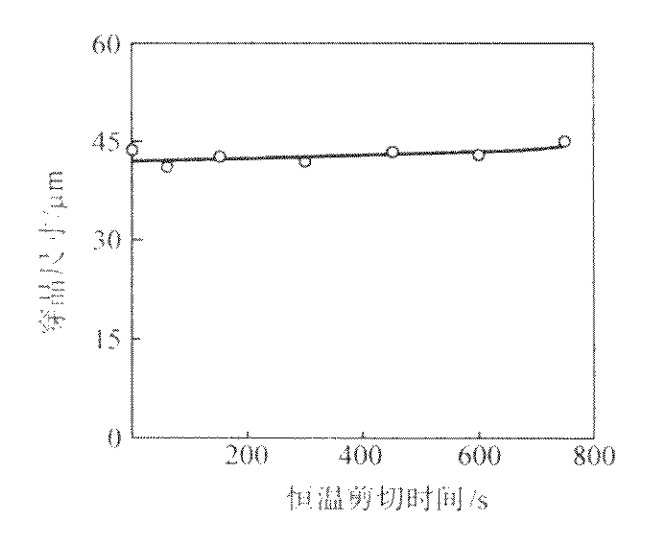


图 5.13-32　恒温搅拌下半固态 Sn－15%Pb（质量分数）合金中初生固相的尺寸变化

从 215℃连续降温（冷却速度为 0.5℃/min）剪切至 205℃再继续恒温剪切，剪切速率 3 625 s^{-1}

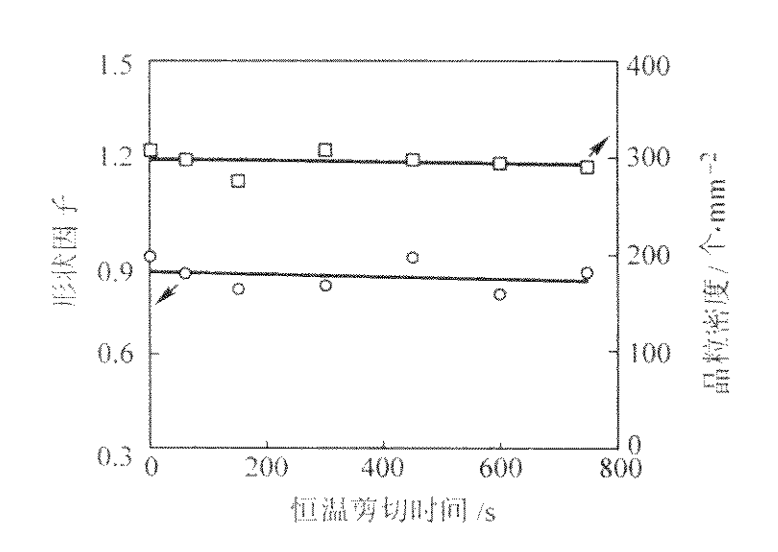
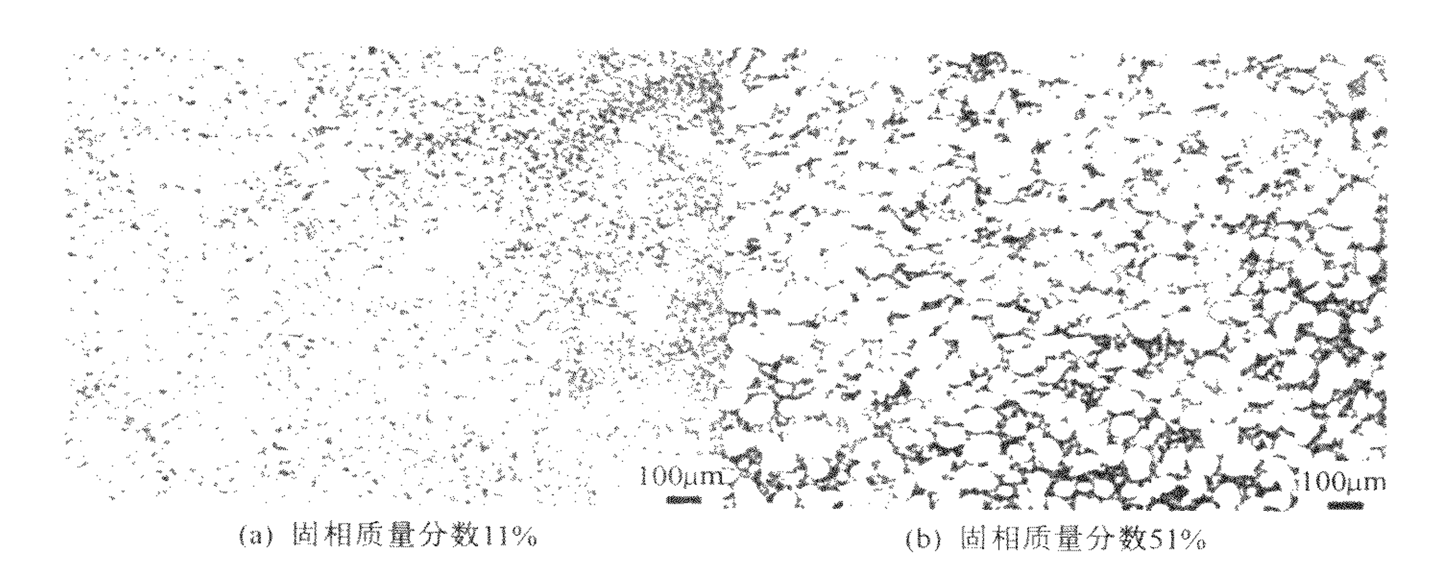


图 5.13-33　半固态 Sn－15%Pb（质量分数）合金中初生固相颗粒的形状因子和密度变化

从 215℃连续降温剪切至 205℃，再继续恒温剪切，剪切速率 3 625 s^{-1}



(a) 固相质量分数11%　　(b) 固相质量分数51%

图 5.13-34　流变射铸的 AZ91D 镁合金组织

双螺旋流变射铸工艺还可以转变为流变混合工艺，利用其高剪切速率消除密度偏析，混制相互不溶的合金，使软质点均匀分布在硬的基体上，制备轴承材料，如 Zn－Pb 合金。在混制 Zn－Pb 合金时，工艺参数具有重要的影响，实验表明：在略低于偏晶温度 TM 下混制 Zn－Pb 合金时，更容易获得均匀分布的合金；经过混制后，软质点 Pb 均匀分布在硬基体 Zn 上。

双螺旋流变射铸工艺还可以转变为双螺旋剪切液相线铸造工艺，利用其高剪切速率搅拌剪切略微高于液相线温度的合金液体，然后将搅拌过的液体合金浇注，可以获得具有触变性的球状初生固相的合金坯料，球状初生相的尺寸细小、分布均匀、组织均匀，程度比单纯的液相线温度浇注制备的坯料优越得多。

4.4　低过热度倾斜板浇注式流变铸造

1996 年，日本 UBE 公司申请了非机械或非电磁搅拌的低过热度倾斜板浇注式的流变成形技术，也称为 New Rheocasting 技术，简称 NRC，其成形工艺如图 5.13-35 所示。该工艺的核心内容是：首先降低浇注金属的过热度，将金属液浇注到一个倾斜板上，金属熔体流入收集坩埚，再经过适当的冷却凝固，这时的半固态金属熔体中的初生固相就呈球状，均匀分布在低熔点的残余液相中，最后对收集坩埚中的金属浆料进行温度调整，以获得尽可能均匀的温度场或固相分数，就可以将收集坩埚中的半固态金属浆料送入压铸机的压射室、挤压铸造机的压射室或锻造机的锻模中，进行流变成形；收集坩埚还可以盖上低导热的上盖，收集坩埚可以放

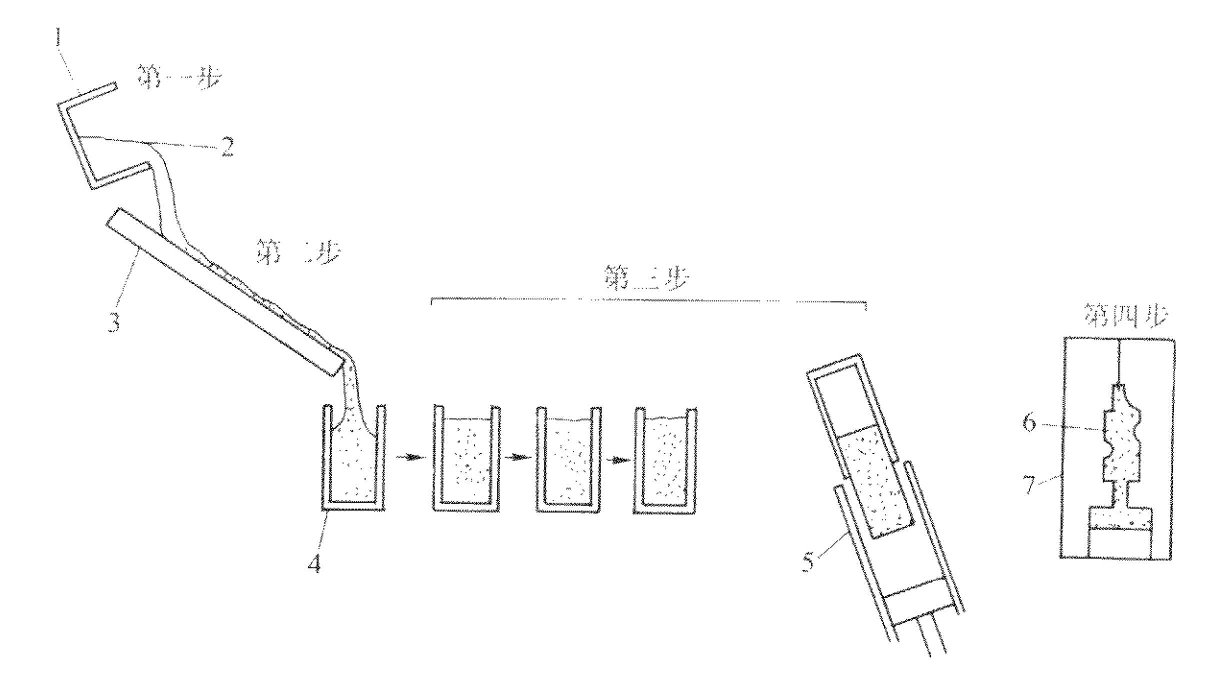


图 5.13-35　低过热度倾斜板浇注式流变成形工艺示意图

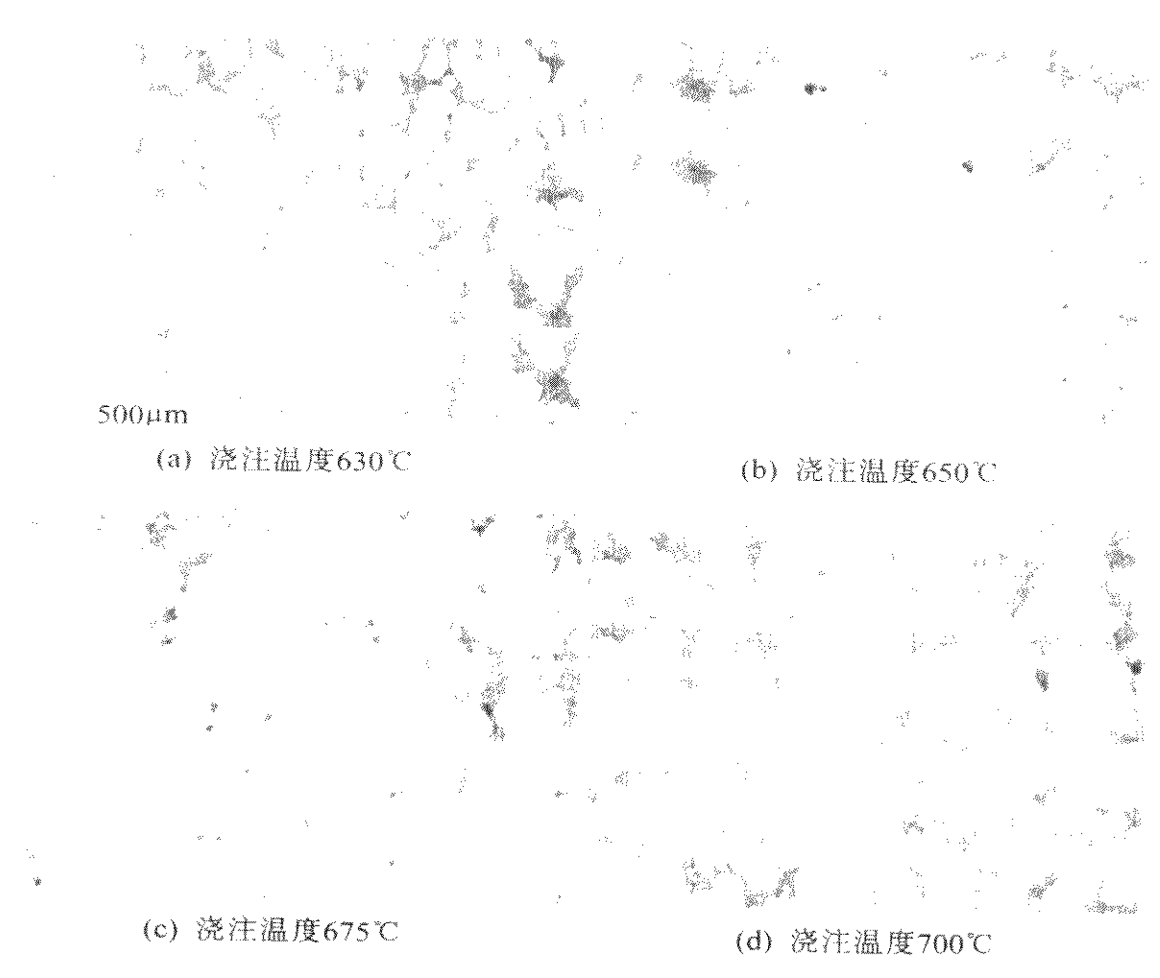
1—熔化坩埚；2—金属液；3—倾斜板；4—收集坩埚；
5—压射室；6—毛坯；7—压铸型

置在一个圆盘或带式传送机上，圆盘或带式传送机上设置有均热装置，借此调整半固态金属浆料的温度场；也可以取消倾斜板，而在浇注时将收集坩埚倾斜，可取得与倾斜板相同的浇注效果。

在利用NRC技术制备半固态铝合金浆料时，浇注温度或浇注过热度对最终的半固态铝合金组织具有重要的影响，如图5.13-36所示。图5.13-36是利用NRC技术制备的铸造美国牌号A356合金半固态浆料的淬火组织，不锈钢坩埚的尺寸为ϕ80 mm×245 mm，壁厚2 mm，坩埚上下两端均衬有绝热陶瓷，浆料的淬火温度为580℃；当浇注温度为630℃时，浆料中的初生αAl几乎均为球状，而当浇注温度超过630℃时，浆料中初生αAl的球状形态变差，且随着浇注温度的升高，初生αAl的形态越来越接近树枝晶；在适当的浇注温度下，A356合金半固态浆料中初生αAl的形状接近球状，且随着浆料保温时间的延长变化不大，而传统电磁搅拌制备的半固态A356合金坯料需要经过重熔加热来进一步球化初生αAl。

利用NRC技术也可以制备半固态镁合金浆料，如将625℃的美国牌号AZ91镁合金浇入倾斜的坩埚中，就可以制备出半固态AZ91镁合金浆料；将650℃的美国牌号ZK60镁合金浇入倾斜的坩埚中，就可以制备出半固态ZK60镁合金浆料。NRC技术为生产较大尺寸或较大重量的高质量镁合金零件提供了便利，因为触变射铸和流变射铸设备的限制，它们都无法生产较大尺寸或较大重量的高质量镁合金件。

锻造铝合金的凝固区间较窄，如固相质量分数为40%～60%的AlMgSi1锻造铝合金所对应的温度区间只有5℃，而美国牌号A356铸造铝合金所对应的温度区间却有19℃，所以，在传统的半固态触变成形时难以控制锻造铝合金坯料的重熔加热。但在660～670℃下，利用NRC技术就可以方便地制备出AlMgSi1锻造铝合金半固态浆料，并方便地进行流变成形，因为半固态浆料在单独的坩埚中制备，不存在坯料的夹持搬运；经过流变成形和T6处理，AlMgSi1合金的σ_b和$\sigma_{0.2}$强度分别达到342～383 MPa和313～355 MPa，超过了锻造铝合金AlMgSi1的牌号强度，但伸长率下降较多。



(a) 浇注温度630℃　(b) 浇注温度650℃

(c) 浇注温度675℃　(d) 浇注温度700℃

图 5.13-36　NRC浇注温度对A356组织的影响

利用 NRC 技术制备高强度半固态铝合金浆料也取得了成功，如在 670℃、652℃和 640℃下，分别制备了 AlCu4Ti、AlSi1.5Sc0.2Zr0.8 和 SiC 增强的美国牌号 A356 铝合金复合材料的半固态浆料，并在 636℃、616℃和 590℃下分别流变成形了这三种铝合金，成形毛坯为阶梯形试棒，壁厚 2～14 mm，成形设备采用 UBE 制造的 HVSC 350 型立式挤压铸造机，凝固压力为 70 MPa。经过 T5 热处理，AlSi1.5Sc0.2Zr0.8 达到了较高的强度和伸长率，而 AlCu4Ti 的性能数值比较分散，铝合金复合材料的伸长率仍然很低。

NRC 技术的实施可以明显缩短金属半固态成形的工艺流程，降低生产成本，所以，NRC 技术已经在一些公司投入生产，如奥地利的 LKR 公司，意大利的 Stampal 公司等。但有关 NRC 技术的发展工作目前仍在继续进行，如毛坯的焊接、废品及浇注系统的回收和全面价格评估系统的技术开发等。

4.5 低过热度浇注和弱机械搅拌式流变铸造

在 2000 年，美国麻省理工学院（MIT）的 Martinez 和 Flemings 等人提出了一种新的流变成形技术，该技术的核心思想是：将低过热度的金属液浇注到制备坩埚中（该坩埚内径尺寸适合压铸机的压射室尺寸），利用镀膜的铜棒对坩埚中的合金液进行短时弱机械搅拌，使金属熔体冷却到液相线温度以下，然后移走搅拌铜棒，让坩埚中的半固态金属熔体冷却到预定的温度或固相分数，最后，将坩埚中的半固态金属浆料倾入压铸机压射室，进行流变压铸。低过热度浇注和短时弱机械搅拌制备半固态金属浆料的工艺过程如图 5.13-37 所示。

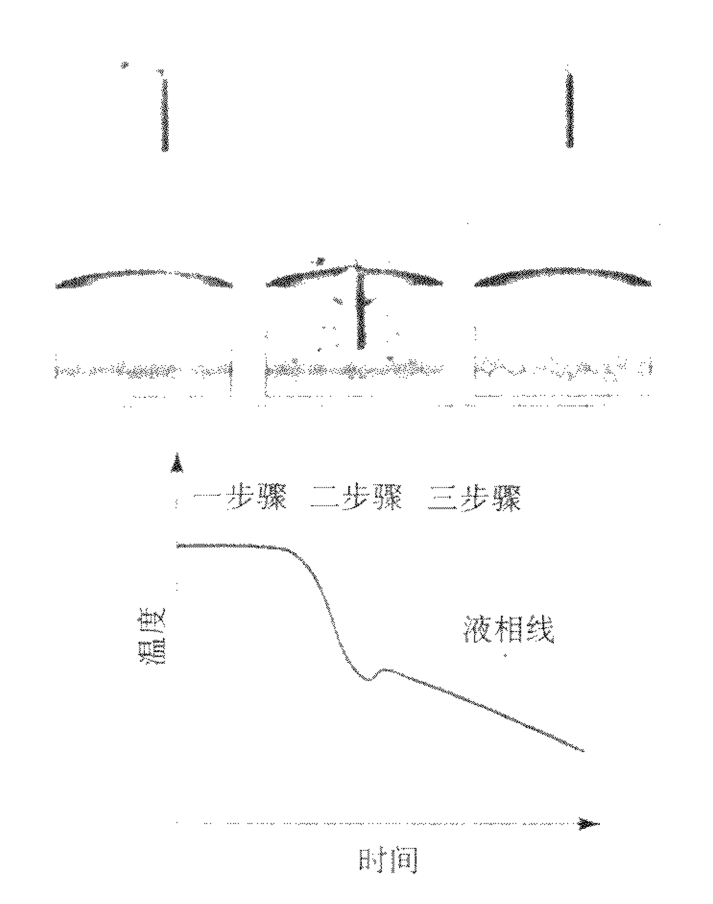


图 5.13-37 低过热度浇注和短时弱机械搅拌制备半固态合金浆料示意图

在描述半固态合金中的初生固相颗粒形态时，常常采用各种形状因子来衡量，比如一种形状因子的算法如下

$$F = 4\pi A / C^2 \qquad (5.13\text{-}1)$$

式（5.13-1）中 F 为初生固相颗粒的形状因子，A 为初生固相颗粒的平均面积，C 为初生固相颗粒的平均周长。当初生固相颗粒的形状因子 $F=1$ 时，初生固相颗粒为球状；当形状因子 F 的数值越接近于 1 时，初生固相颗粒的形状就越接近于球状；当形状因子 F 的数值越小于 1 时，初生固相颗粒就越远离球状。低过热度浇注和短时弱机械搅拌的实验表明：机械搅拌强度或搅拌速度对半固态金属浆料中初生固相形状因子的作用如图 5.13-38a 所示，只要机械搅拌速度大于 60 r/min，就可以制备出初生固相形状因子比较理想的半固态合金浆料，无须高强度的机械搅拌，这时的初生固相颗粒的形状因子 F 已经接近 0.75；机械搅拌时间对半固态合金浆料中初生固相形状因子的作用如图 5.13-38b 所示，只要合金液低于液相线温度和机械搅拌时间大于 2 s，就可以制备出初生固相形状因子比较理想的半固态合金浆料，无须长时间的机械搅拌，这时的初生固相颗粒的形状因子 F 已经达到 0.75 左右。

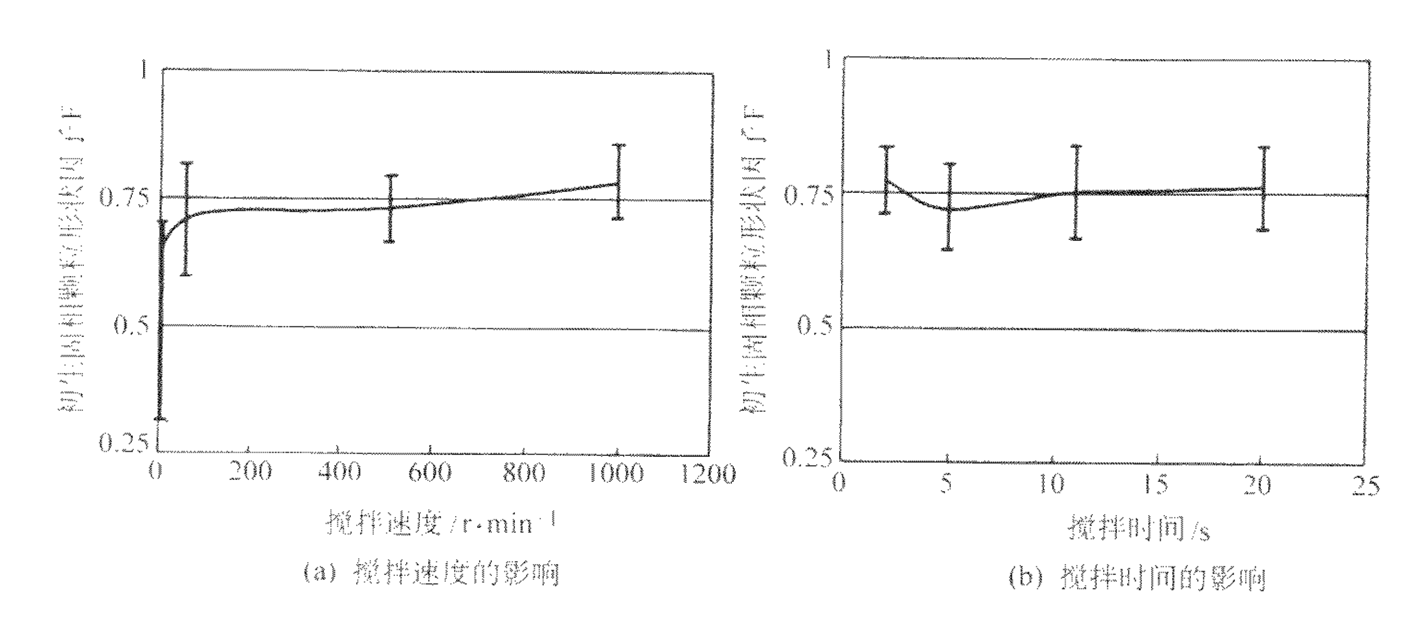
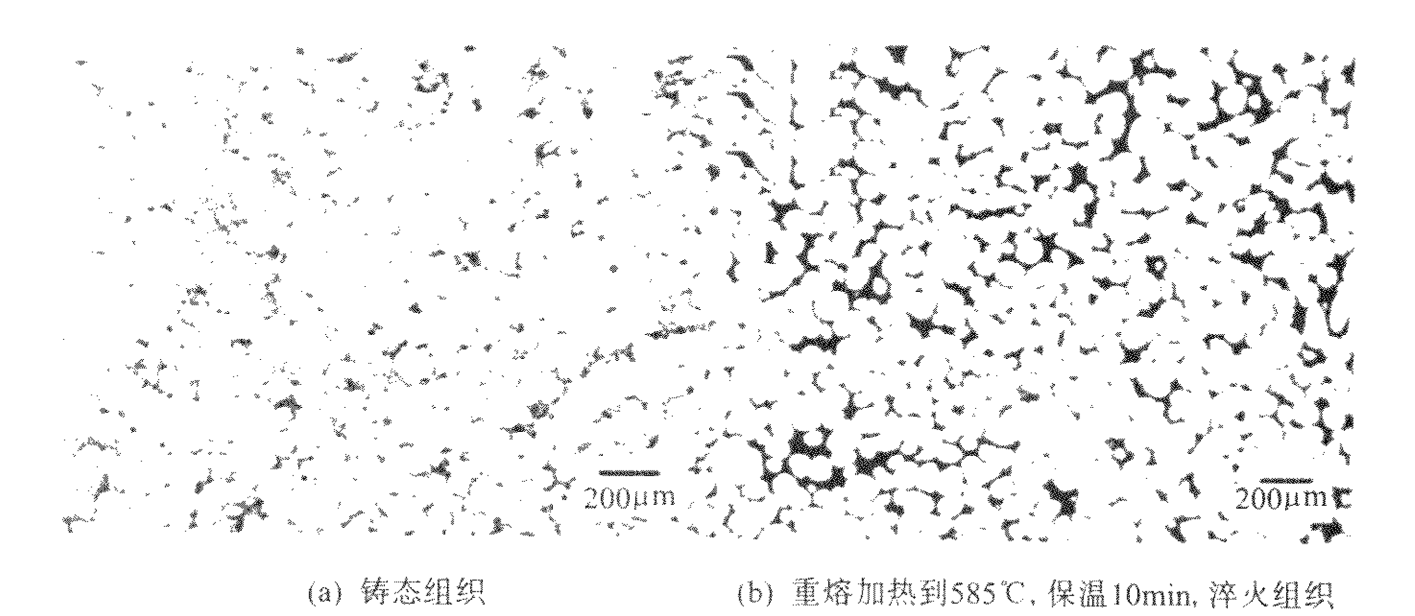


图 5.13-38 搅拌速度和搅拌时间对半固态合金浆料初生相形状因子的影响

这种半固态金属浆料制备技术的关键在于：要快速地使金属熔体散去过热，并同时在金属熔体中产生低强度的循环流动，使金属熔体各处均处在形核和凝固中；一旦形成一定的初生晶核，就可以停止搅拌，初生晶粒就会转变为球状晶粒。这种半固态金属浆料的初生晶粒中夹裹的液相很少，这会提高半固态金属浆料在成形时的流动性，便于成形复杂件，如图 5.13-39 所示。

已经利用该流变成形技术进行过压铸实验，金属浆料的固相质量分数为 30%～45%，这些压铸件正在进行热处理和力学性能测试。另外，MIT 的新流变成形技术已经许可 Idra Presse 公司使用，正在进行相关立式或卧式设备的研究开发。从整个工艺流程看，这种制备方式简单、便于过程控制，随后的流变成形工艺流程短，生产成本低，因此，这种新型流变成形技术的应用前景十分光明。



(a) 铸态组织　　(b) 重熔加热到585℃, 保温10min, 淬火组织

图 5.13-39 美国牌号 A356 合金的半固态组织

编写：毛卫民（北京科技大学）

第14章 快速铸造

1 概况

铸造是制造业中常用的方法。在铸造生产中，模板、芯盒、蜡模压型等都是机加工或翻铸后经机加工或钳工修整完成的，不仅加工周期长，而且费用高。对于一些形状复杂的铸件，如飞机发动机叶片，汽车、摩托车的缸体、缸盖等、模具的制造一直是一项复杂的工作，特别是在当前激烈竞争的市场经济中产品的更新换代日益加快，新产品的试制任务时间要求短，对铸造提出了新的课题。

快速成形技术为缩短铸造的周期提供了一条捷径。快速成形技术与铸造技术相结合，产生了快速铸造技术。快速成形和铸造是互补的，两种方法都可以生产形状复杂的零件。但是，在小批量或单件生产的情况下，没有快速成形，铸模的生产就是铸造的瓶颈过程，而没有铸造，快速成形的应用就有很大的局限性。自从快速成形技术问世后，工程技术人员就很重视其与传统铸造技术的结合，因而产生了快速铸造，其基本原理是利用快速成形技术直接或间接制造铸造用熔模、消失模、模样、模板、铸型或型芯等，然后结合传统铸造工艺，快捷地制造铸件。

快速铸造与传统铸造过程相比较，其优点在于：适宜于小批量、多品种复杂形体的铸件；尺寸任意缩放，数据随时修改，所见即所得；工艺过程简单，生产周期短，制造成本低；返回修改容易；CAD三维设计，所有过程基于同一数据模型；设计、修改、验证、制造同步。

快速铸造可以将CAD模型快速有效地转变为金属零件。它不仅能将过去小批量、难加工、周期长、费用高的铸件生产得以实施，而且将传统的分散化、多工序的铸造工艺过程集成化、自动化和简单化。这项技术的推广应用对日益增多的新产品的试制开发和单件小批量铸件的生产产生积极影响。

2 快速成形技术

2.1 概述

快速成形技术是指在计算机控制与管理下，根据零件的CAD模型，采用材料精确堆积的方法制造原型或零件的技术，是一种基于离散/堆积成形原理的新型制造方法。

1892年美国人J.E.Blanther获得用分层方法制作三维地图模型的专利。1979年东京大学的中川威雄，利用分层技术制造了金属冲裁模、成形模和注塑模。20世纪70年代末到80年代初期，美国和日本的工程技术人员在不同的地点各自独立地提出了快速成形的概念，即利用连续层的选区固化产生三维实体的思想。美国UVP公司的Charles W. Hull完成了一个能自动建造零件的完整系统SLA-1，并于1986年获得专利，这是快速成形技术发展的一个里程碑。同年，Charles W. Hull和他人创办了3D System公司，随后许多关于快速成形的概念和技术在3D System公司中发展成熟。

与此同时，其他的成形原理及相应的成形机也相继开发成功。1984年分层实体制造技术问世，并于1990年前后开发了第一台商业机型。1986年，选择性激光烧结思想诞生，于1992年开发出了商业成形机。1988熔融沉积制造思想诞生，于1992年开发了第一台商业机型。

20世纪90年代后期，随着现代设计和现代制造技术的迅速发展，先后出现了十几种不同的快速成形技术，这些直接从计算机模型产生三维物体的快速成形技术涉及机械工程、自动控制、激光、计算机、材料等多个学科。近些年来，快速成形技术在工业造型、机械制造、建筑、艺术、医学、航空、航天、考古和影视等领域得到了良好的应用。

2.2 快速成形的原理

快速成形的基本原理是，先由CAD软件设计出所需零件的计算机三维实体模型，即电子模型。然后根据工艺要求，将其按一定厚度进行分层，把原来的三维电子模型变成二维平面信息（截面信息）。再将分层后的数据进行一定的处理，加入加工参数，生成数控代码。在微机控制下，数控系统以平面加工方式顺序地连续加工出每个薄层模型并使它们自动粘接成形。这样就把复杂的三维成形问题变成了一系列简单的平面成形问题。快速成形的原理如图5.14-1所示。

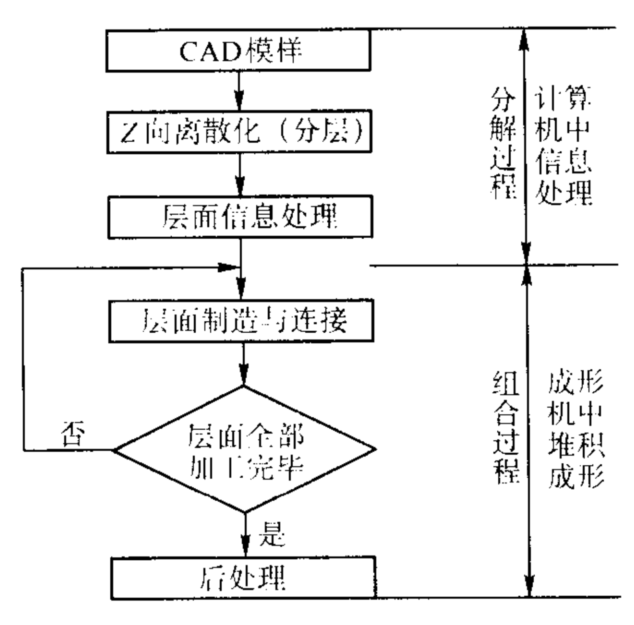


图5.14-1 快速成形的原理

2.3 快速成形的特点

快速成形是当代制造技术的前沿，它既不同于传统的“受迫成形”，如铸、锻、挤压等；也不同于“去除成形”，如车、铣、钻等。作为一种新的成形方法，快速成形技术几乎能快速地制造任意复杂的原型或零件，而且零件的复杂程度对成形工艺难度、成形质量、成形时间影响不大。概括起来快速成形技术有以下特点。

1）高度柔性　快速成形技术的最突出特点就是柔性好，它取消了专用工具，在计算机的管理和控制下可以制造出任意复杂形状的零件，将信息过程和物理过程高度相关地并行发生，把可重编程、重组、连续改变的生产装备用信息方式集成到一个制造系统中，使制造成本完全与批量无关。

2）技术高度集成　快速成形技术是计算机技术、数控技术、激光技术、材料技术和机械技术的综合集成。在控制上以计算机和数控为基础，以最大柔性为目标。CAD技术实现了零件的曲面或实体造型，能够进行精确的离散运算和繁杂的数据转换。先进的数控技术为高速精确的二维扫描提供必要的基础，这是精确高效堆积材料的前提。先进实用的激光器件和功率控制技术使采用激光这一能源来固化、烧结、切割材料成为现实。快速扫描的高分辨率喷头为材料精密堆积提供了技术条件。因此，快速成形技术带有鲜明的高新技术特征。

3）设计、制造一体化　快速成形技术的另一个显著特

点就是CAD/CAM一体化。在传统的CAD、CAM技术中，由于成形思想的局限性，致使设计制造一体化很难实现，复杂的CAPP一直是实现设计制造一体化的较难克服的一个障碍。而对于快速成形来说，由于采用了离散/堆积的加工工艺，工艺规划已不再是难点，CAD和CAM能够很顺利地结合在一起，实现了设计制造一体化。

4）快速性 由于快速成形技术是建立在高度技术集成的基础之上，从CAD设计到原型的加工完毕，只需要几个小时至几十个小时，复杂、较大的零部件也可能达到几百小时。但从总体上看，速度比传统的成形方法要快得多，这使得快速成形技术尤其适合于新产品的开发与管理。

2.4 快速成形的过程

快速成形的过程可以归纳为以下三个步骤，如图5.14-2所示。

1）前处理 它包括工件的三维模型的构造、三维模型的近似处理、模型成形方向的选择和三维模型的切片处理。

2）分层叠加成形 它是快速成形的核心，包括模型截面轮廓的制作与截面轮廓的叠合。

3）后处理 它包括工件的剥离、后固化、修补、打磨、抛光和表面强化处理等。

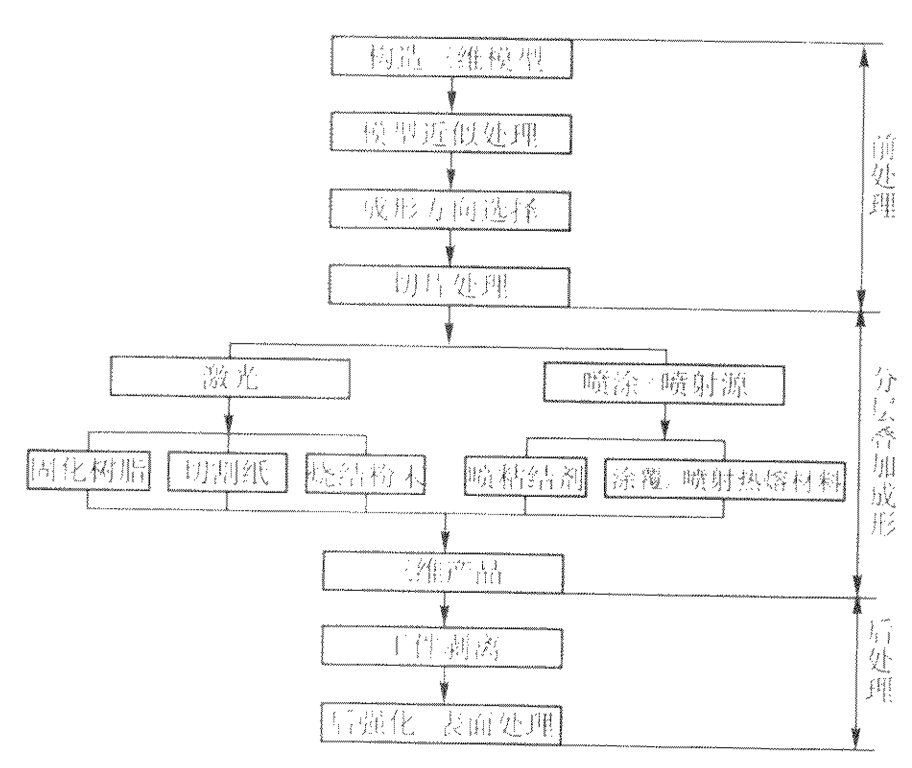


图5.14-2 快速成形的过程

2.5 快速成形的典型工艺

快速成形技术自20世纪80年代后期出现至今，发展极为迅速，目前已发展了十几种工艺方法，但液态光敏聚合物选择性固化、薄形材料选择性切割、丝状材料选择性熔覆、粉末材料选择性烧结和粉末材料选择性粘结五种技术仍然是快速成形技术的主流。

2.5.1 液态光敏聚合物选择性固化

液态光敏聚合物选择性固化（Stereo Lithography Apparatus）简称SLA或SL，是最早出现的一种快速成形工艺，基于这种工艺的成形机如图5.14-3所示。它由液槽、可升降工作台、激光器、扫描系统和计算机数控系统等组成。其中，液槽中盛满液态光敏聚合物。带有许多小孔洞的可升降工作台在步进电动机的驱动下能沿高度Z方向作往复运动。激光器为紫外激光器，如氦镉激光器、氩离子激光器和固态激光器，其功率一般为10～200mW，波长为320～370nm。扫描系统为一组定位镜，它能根据控制系统的指令，按照每一截面轮廓的要求作高速往复摆动，从而使激光器发出的激光束反射并聚焦于液槽中液态光敏聚合物的上表面，并沿此面作$X-Y$方向的扫描运动。在受到紫外激光束照射的部位，液态光敏聚合物快速固化，形成相应的一层固态截面轮廓。

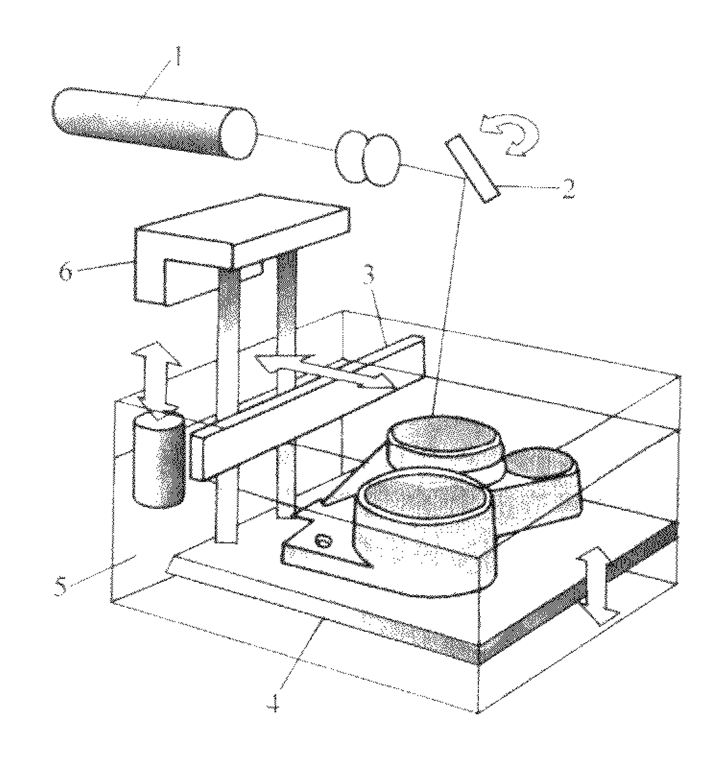


图5.14-3 液态光敏聚合物选择性固化成形机原理图
1、5—液槽；2—扫描系统；3—刮刀；4—可升降工作台1；6—可升降工作台2

液态光敏聚合物选择性固化成形过程如图5.14-4所示，可升降工作台的上表面处于液面下一个截面层厚的高度，该层液态光敏聚合物被激光束扫描而发生聚合固化，并形成所需第一层固态截面轮廓后（见图5.14-4a），工作台下降一层高度，液槽中的液态光敏聚合物流过已固化的截面轮廓层（见图5.14-4b），刮刀按照设定的层高作往复运动，刮去多余的聚合物（见图5.14-4c），再对新铺上的这一层液态聚合物进行扫描固化，形成第二层所需固态截面轮廓，新固化的一层能牢固地粘结在前一层上，如此重复直到整个工件成形完毕。液态光敏聚合物选择性固化工艺适合成形中、小件，可以直接得到类似塑料的产品。

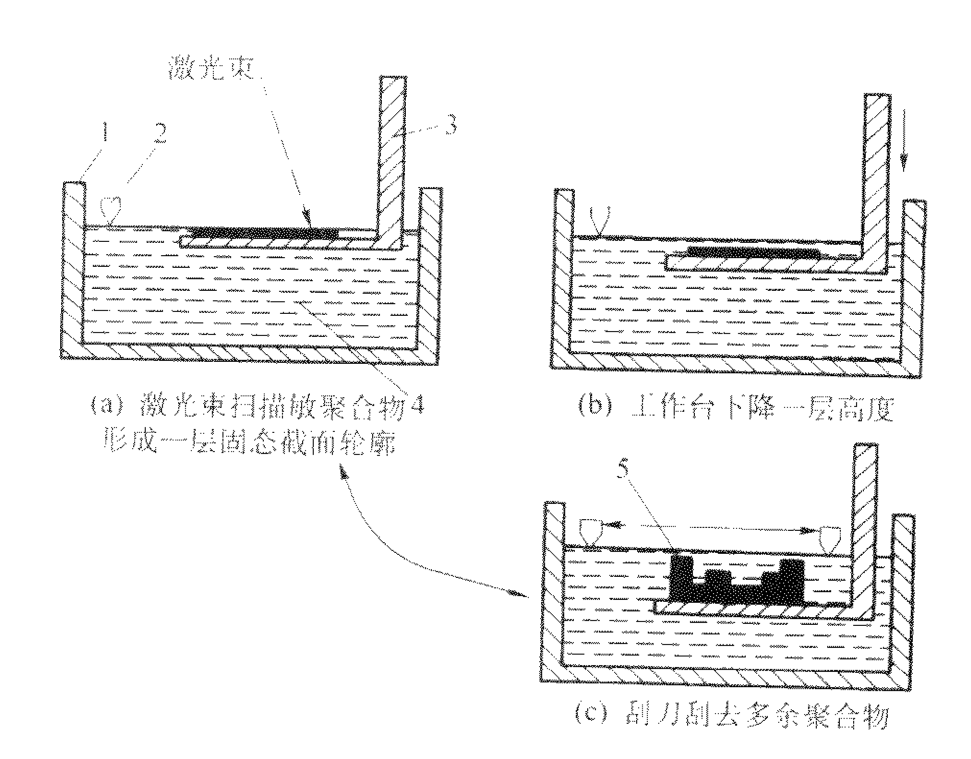


图5.14-4 液态光敏聚合物选择性固化成形过程
1—液槽；2—刮刀；3—可升降工作台；4—液态光敏聚合物；5—制件

2.5.2 薄形材料选择性切割

薄形材料选择性切割（Laminated Object Manufacturing）简称LOM，基于这种工艺的成形机的原理如图5.14-5所示。它由计算机、原材料存储及送进机构、热粘压机构、激光切割系统、可升降工作台和数控系统、模型取出装置和机架等组成。

薄形材料选择性切割工艺的过程如图5.14-6所示，计

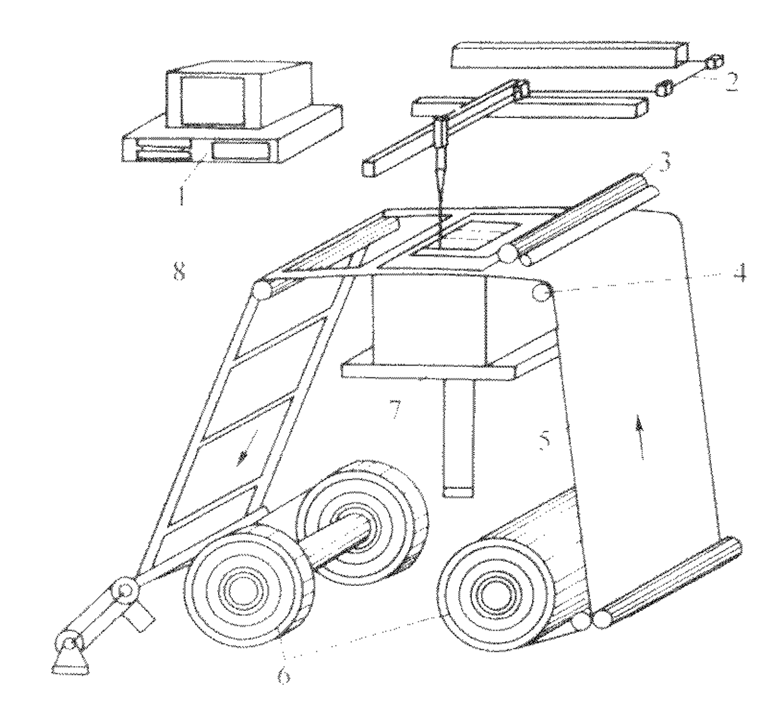


图 5.14-5 薄形材料选择性切割成形机原理图

1—计算机；2—激光切割系统；3—热粘压机构；4—导向辊 1；5—原材料；6—原材料存储及送进机构；7—工作台；8—导向辊 2

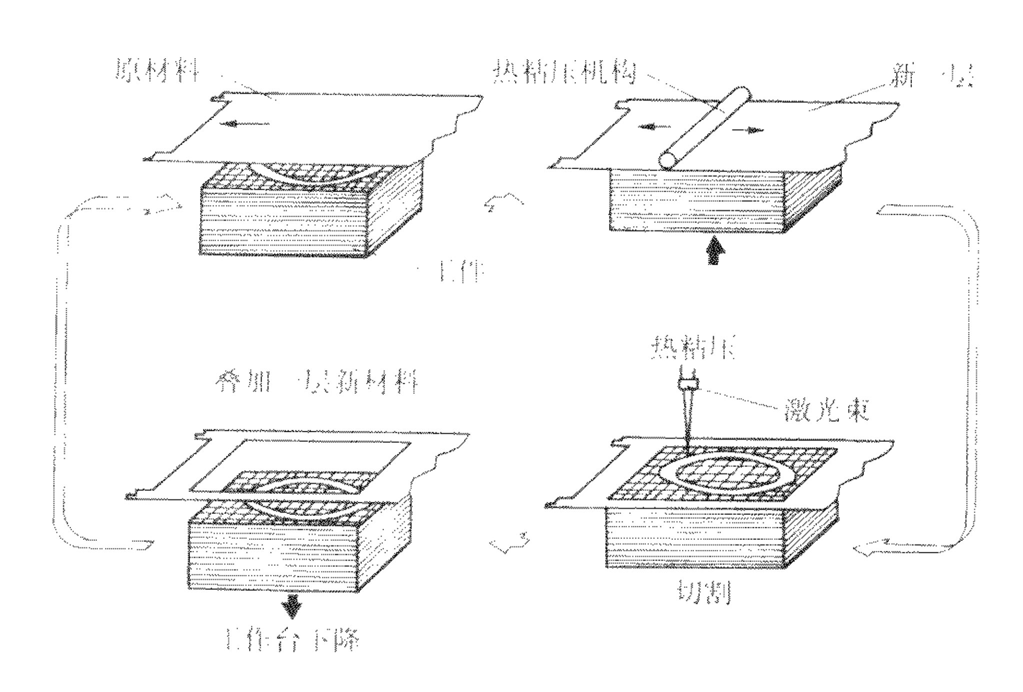


图 5.14-6 薄形材料选择性切割成形过程

算机接受和存储工件的三维模型，沿模型的高度方向提取一系列的横截面轮廓线，向数控系统发出指令。原材料存储及送进机构将存于其中的原材料，逐步送至工作台的上方。热粘压机构将一层层材料粘合在一起。激光切割系统按照计算机提取的横截面轮廓线，逐一在工作台上方的材料上切割出轮廓线，并将无轮廓区切割成小方网格，这是为了在成形之后能剔除废料。可升降工作台支承正在成形的工件，并在每层成形之后，降低一个材料厚度，以便送进、粘合和切割新的一层材料。数控系统执行计算机发出的指令，使一段段的材料逐步送至工作台的上方，然后粘合、切割，最终形成三维工件。薄形材料选择性切割工艺最适合成形中、大型件，以及多种模具。

2.5.3 丝状材料选择性熔覆

丝状材料选择性熔覆（Fused Deposition Modeling）简称 FDM，图 5.14-7 是基于这种工艺的成形机的原理图。加热喷头在计算机的控制下，根据截面轮廓的信息作 $X-Y$ 平面运动和高度 Z 方向的运动。丝状热塑性材料，如 ABS 及 MABS 塑料丝、蜡丝、聚烯烃树脂丝、尼龙丝、聚酰胺丝等由供丝机构送至喷头，并在喷头中加热至熔融态，然后被选择性地涂覆在工作台上，快速冷却后形成截面轮廓。一层成形完成后，喷头上升一截面层的高度，再进行下一层的涂覆，如此循环，最终形成三维产品。

为克服成形时间较长的缺点，可采用多个热喷头，同时进行涂覆，以便提高成形效率。由于受结构的限制，加热器的功率不能太大。因此，实芯柔性丝材一般为熔点不太高的热塑性塑料或蜡料，如熔模铸造蜡丝的熔融温度为 74℃，蓝色机加工蜡丝的熔融温度为 96℃，聚烯烃树脂丝为 106℃，聚酰胺丝为 55℃，ABS 塑料丝为 270℃。这种工艺适合制造中、小塑料件和蜡件。

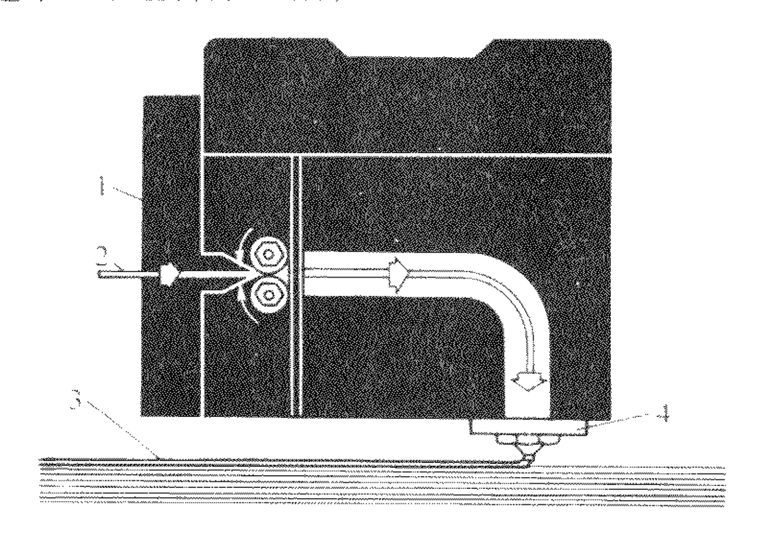


图 5.14-7 丝状材料选择性熔覆成形机的原理图

1—供丝机构；2—丝状材料；3—制件；4—加热喷头

2.5.4 粉末材料选择性烧结

粉末材料选择性烧结（Selected Laser Sintering）简称 SLS，图 5.14-8 是基于这种工艺的成形机的原理图。这种成形机采用 50～200 W CO_2 激光器（或 Nd：YAG 激光器）和粉末状材料，如尼龙粉、聚碳酸酯粉、丙烯酸类聚合物粉、聚氯乙烯粉、混有 50% 玻璃珠的尼龙粉、弹性体聚合物粉、热硬化树脂与砂的混合粉、陶瓷或金属与粘结剂的混合粉以及金属粉等，粉粒直径为 50～125 μm。成形时，先在工作台上用辊筒铺一层粉末材料，并将其加热至略低于它的熔化温度，然后，激光束在计算机的控制下，按照截面轮廓的信息，对制件的实心部分所在的粉末进行扫描，使粉末的温度升至熔化点，于是粉末颗粒交界处熔化，粉末相互黏结，逐步得到各层轮廓。在非烧结区的粉末仍呈松散状，作为工件和下一层粉末的支撑。一层成形完成后，工作台下降一截面层的高度，再进行下一层的铺料和烧结，如此循环，最终形成三维工件。这种成形机运行时，成形腔室部分应密闭，并充满保护气体（一般为氮气）。

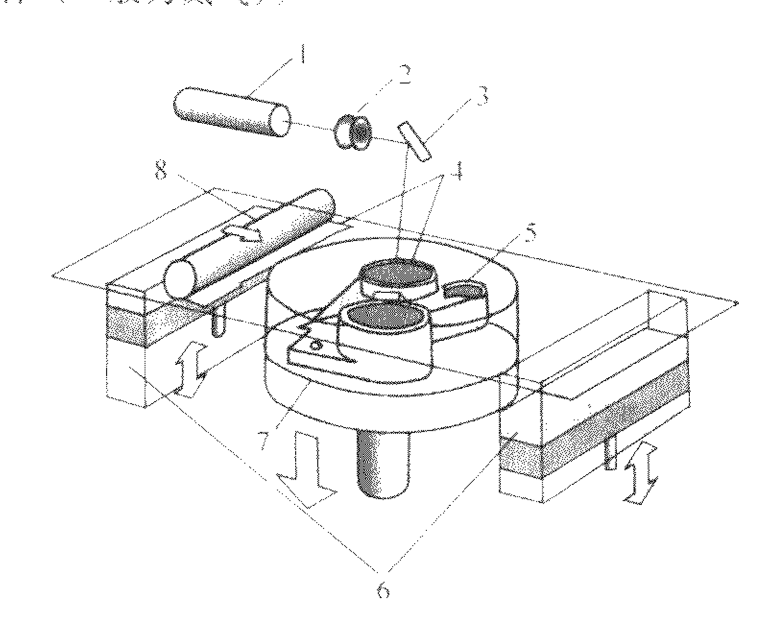


图 5.14-8 粉末材料选择性烧结成形机原理图

1—CO_2 激光器；2—光学系统；3—扫描系统；4—粉末薄层；5—工件；6—粉末储存输送系统；7—工作台；8—热辊

粉末材料选择性烧结法适合成形中、小件，能直接得到塑料、陶瓷或金属产品，通常无需设计和制作支撑结构，但成形件结构较疏松、多孔，表面不够光洁。为改善这种成形法制作工件的力学性能，通常在成形之后再渗透另外一种材料。

在烧结陶瓷、金属与黏结剂的混合粉时，由于黏结剂的熔化温度比较低，因此施加热能和激光能后，黏结剂熔化并渗入陶瓷或金属粉粒之间，使它们成形。此后，须将成形的

制件置于加热炉中，烧掉其中的黏结剂，烧结陶瓷或金属粉，并在孔隙中渗入填充物．因此后处理比较复杂，往往需要进行尺寸补偿才能保证制件精度。

2.5.5　粉末材料选择性黏结

粉末材料选择性黏结（Three - Dimensional Printing）简称TDP，图5.14-9是这种工艺的原理图。多通道喷头在计算机的控制下，根据截面轮廓信息在铺好的一层粉末材料上有选择性地喷射粘结剂使部分粉末粘结，形成截面轮廓。一层成形完成后，工作台下降一截面层的高度，再进行下一层的粘结，如此循环，最终形成三维工件。一般情况下，粘结得到的工件须置于加热炉中，作进一步的固化或烧结，以便提高粘结强度。

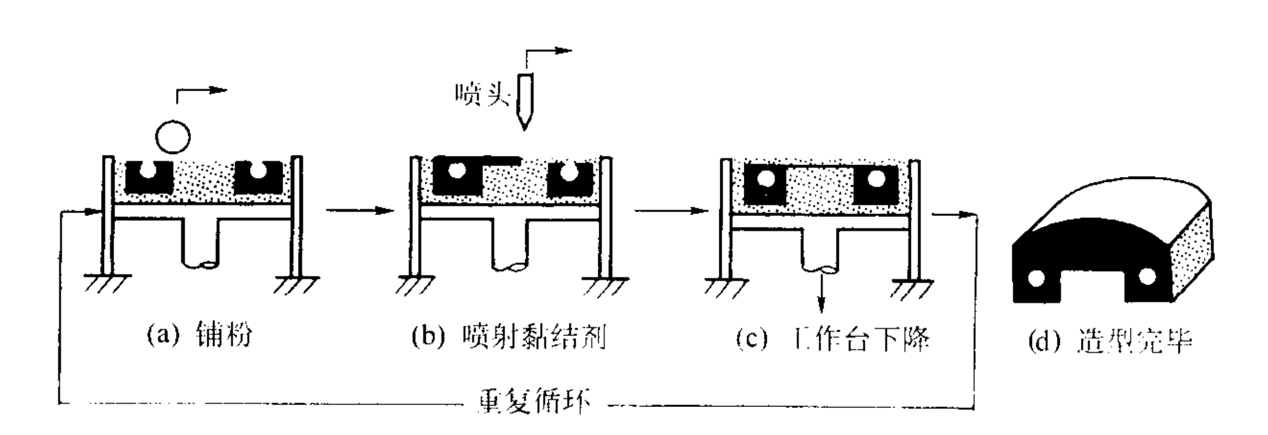


图5.14-9　粉末材料选择性黏结工艺原理图

图5.14-10是基于上述原理设计用于制作陶瓷模的TDP型快速成形机。它有一个陶瓷粉喷头和一个粘结液喷头。陶瓷粉喷头在直线步进电动机的驱动下，能沿 Y 方向作往复运动，向工作台面喷洒一层厚度为100～200 μm的陶瓷粉。粘结液喷头也用步进电动机驱动，跟随陶瓷粉喷头有选择性地喷洒粘结液，粘结液滴的直径为15～20 μm。

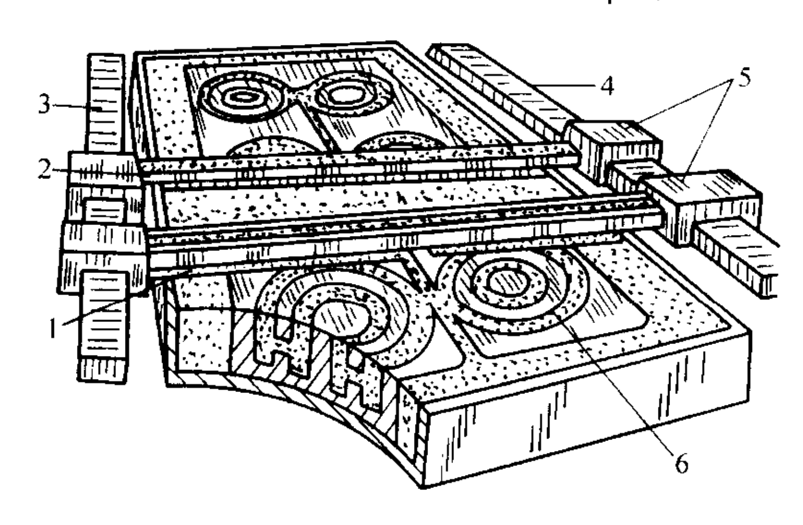


图5.14-10　TDP快速成形机

1—陶瓷粉喷头；2—黏结剂喷头；3—导轨1；4—导轨2；5—驱动电动机；6—制件

粉末材料选择性黏结工艺适合成形小件，工件的表面不够光洁，须对整个截面进行扫描黏结，成形时间较长。为克服这一缺点，可采用多个喷头同时进行黏结，以提高成形效率。

2.6　快速成形样件的表面处理

2.6.1　样件的修补、打磨和抛光

当工件表面有较明显的小缺陷而需要修补时，可以用热熔塑料、乳胶与细粉料调合而成的腻子或湿石膏予以填补，然后用砂纸打磨、抛光。

对于用纸基材料快速成形的工件，当其上有很小而薄弱的特征结构时，可以先在它们的表面涂覆一层增强剂，如强力胶、环氧树脂基漆或聚氨酯漆等，然后再打磨、抛光。也可先将这些部分从工件上取下，待打磨、抛光后再用强力胶或环氧树脂黏结、定位。聚氨酯漆是聚氨基甲酸漆的简称，它是多异氰酸酯和多羟基化合物反应得到的含有氨基甲酸酯的高分子化合物。用氨基甲酸涂覆的纸基工件，易于打磨，耐腐蚀、耐热、耐水，表面光亮。

打磨、抛光的常用工具有各种粒度的砂纸、小型电动或气动打磨机。

由于用纸制成的快速成形工件有很好的切削加工和黏结性能，当受到快速成形机最大成形尺寸的限制时，可以将这个大型工件的三维模型划分为若干个成形机能制作的小模型分别进行成形，然后在这些小模型的结合部位制作定位孔并用定位销和强力胶予以连接，组合成整体的大工件。

2.6.2　样件的表面涂覆

（1）喷刷涂料

在快速成形工件的表面可以喷刷多种涂料，常用的涂料有油漆、“液态金属”和反应型液态塑料等。油漆以罐装喷射式环氧基油漆、聚氨酯漆为好．它使用方便，有较好的附着力和防潮能力。“液态金属”是一种金属粉末与环氧树脂的混合物，在室温下呈液态或半液态，当加入固化剂后能在若干小时内硬化，其抗压强度为70～80 MPa，工作温度可达140℃，有金属光泽和较好的耐湿性。反应型液态塑料是一种双组分液体，其中A是液态异氰酸酯用作固化剂，B是液态多元醇树脂，它们在室温（25℃）下按一定比例混合并产生化学反应后，能在约1 min后迅速变成凝胶状，然后固化成类似ABS的聚氨酯塑料；将这种材料涂刷在快速成形工件表面上能构成一层光亮的塑料硬壳，显著提高工件的强度、刚度和防潮能力。

（2）金属电弧喷镀

金属电弧喷镀也称冷喷镀，其原理如图5.14-11所示，喷镀机由喷枪、金属丝、送丝机构和电源等构成。左、右两股金属丝在送丝机构的驱动下不断地经喷枪的内腔达到前端出口处，由于金属丝中通有大电流，两金属丝的尖端之间发生电弧放电使金属丝熔化。与此同时，压缩空气通过喷枪的内腔吹向出口处熔化的金属，使它变成雾状，喷在快速成形工件的表面上并快速固化，形成一层金属薄壳。常用的金属丝有锌、铝、铜、镍及其合金，丝径为2～3 mm。喷镀时，要采取工艺措施，控制工件表面的温度不超过允许的工作温度。

金属电弧喷镀的生产效率高、成本低、操作简单。喷镀前，工件不需预热。喷镀时，只有很少的热量传至工件，所以工件可维持较低的温度而不易发生变形，在很短的时间内能牢固地喷镀高达10 mm厚的金属而不开裂。但电弧喷镀也存在以下缺点：

1）形成金属薄壳时会在薄壳内产生很高的张应力。为此，可在喷镀的同时进行喷丸处理。由于钢丸撞击金属薄壳，诱发压应力，从而抵消薄壳内的张应力。

2）难于喷镀窄槽和小孔的内表面。为此，可先用铝、黄铜制作窄槽或小孔状的嵌块，并将其固定在基底相应的位置上，然后围绕这些嵌块进行喷镀。在后续工序中，即使移

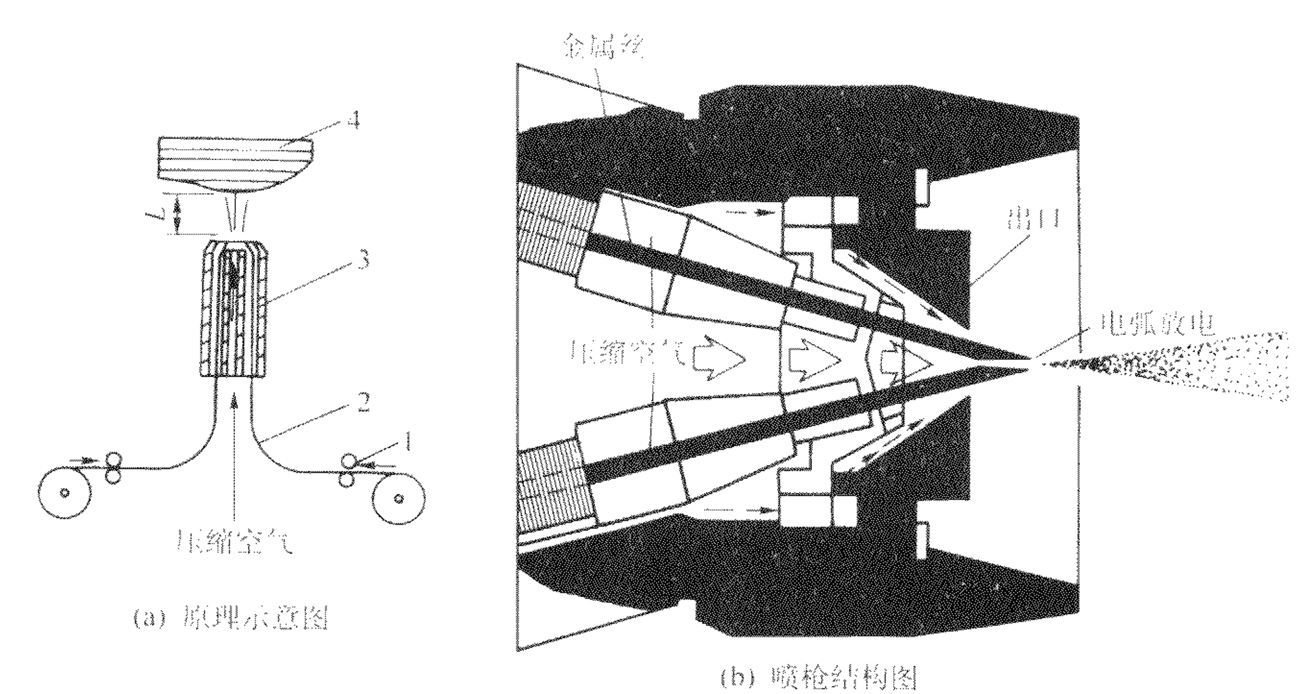


图5.14-11 金属电弧喷镀原理图

1—送丝机构；2—金属丝；3—喷枪；4—纸基模

去基底，嵌块也能良好地固定在金属薄壳上，并且其强度比薄壳好。

3）喷镀层的金属组织结构不够致密，有疏松小孔，影响强度和密封性。

（3）等离子喷镀

等离子喷镀的原理如图5.14-12所示。喷枪的钨极与直流电源的负极相连，水冷紫铜喷嘴与直流电源的正极相连，工作气体（如氩、氦、氢或氮）通过气路系统进入喷枪，金属或非金属粉末状喷镀材料借助送粉气流送入喷枪。工作时，在钨电极和喷嘴之间的工作气体被电离，产生高温等离子弧，使粉末熔化并使其跟随高速火焰流喷射到工件表面，熔融的粉末颗粒打击并黏结在工件表面，形成机械结合的涂层。

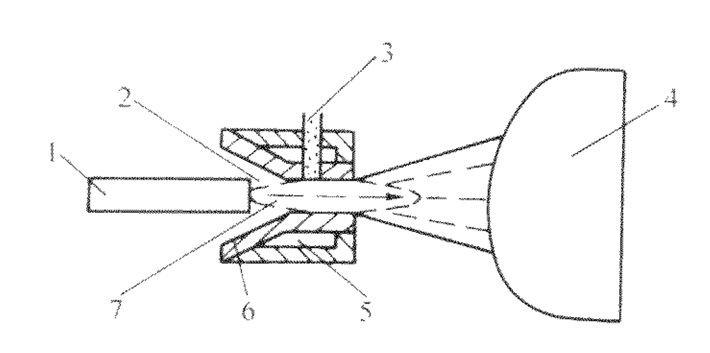


图5.14-12 等离子喷镀原理图

1—钨极；2—工作气体；3—粉末材料；4—工件；5—冷却水；6—喷嘴；7—等离子弧

等离子喷镀时，等离子弧区的温度高达10 000～50 000 K，不仅可以喷镀各种金属，而且还可以喷镀陶瓷等高熔点非金属材料，能够配制不同性能的粉末以适应工件对表面性能的不同要求。这种工艺沉积效率比较高（高达98 kg/h），工艺稳定性好，喷镀层的材料密度高、力学性能好。由于采用氩气、氦气、氢气、氮气和它们的混合气体等工作气体，因此被喷镀的材料不易氧化。被喷镀的工件温度较低，一般不产生变形，为了进一步降低喷镀时工件的温度，还可用气体对工件进行冷却（见图5.14-13）。

（4）电化学沉积

采用电化学沉积，能在快速成形工件的表面涂覆镍、铜、锡、铅、金、银、铂、钯、铬、锌，以及铅锡合金等，涂覆层厚可达20～500 μm以上，甚至数毫米，最高涂覆温度为60℃，沉积效率高。由于大多数快速成形工件不导电，在进行电化学沉积前必须先在快速成形工件表面喷涂一层导电漆。

进行电化学沉积时，沉积在工件外表面的材料比沉积在内表面的多。因此，对具有深而狭的槽、孔的工件进行电化学沉积时，应采用较小的电镀电流，以免材料只堆集在槽、孔的口部，而无法进入槽、孔的底部。

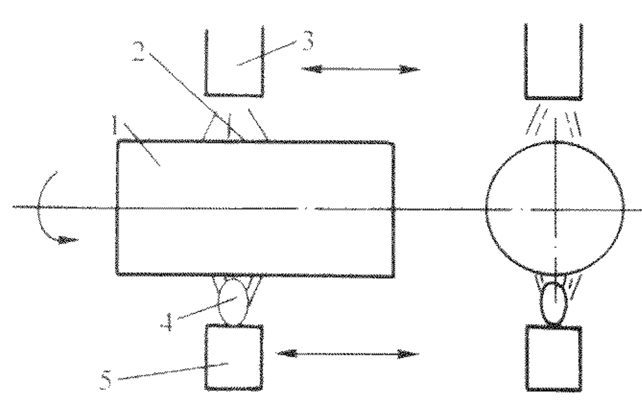


图5.14-13 用气体对工件进行冷却

1—工件；2—冷却气体；3—送气喷管；4—等离子弧；5—喷枪

（5）无电化学沉积

无电化学沉积通过化学反应形成涂覆层，它能在工件的表面涂覆金、银、铜、锡，以及合金，涂覆层厚可达5～20 μm以上，涂覆温度为60℃，平均沉积率为3～15 μm/h。沉积前，工件表面先须用60℃、pH值为12的碱水清洗10 min，然后用清水漂洗，并用60℃的含钯（$PdCl_2$）的电解液或胶体催化不导电的涂覆表面10 min。进行无电化学沉积时，只需简单地将工件浸没在镀液中，其内含的化学还原剂会提供电子，从而将金属离子转换成元素形式并沉积在工件表面。虽然上述还原作用仅发生在催化表面，但由于在工件表面一旦开始沉积后，被沉积的金属本身就会催化，使沉积得以继续进行。与电化学沉积相比，无电化学沉积有如下优点：

1）对形状较复杂的工件进行沉积时，能获得较均匀的沉积层，不会在突出和边缘部分产生过量的沉积。

2）沉积层较致密。

3）无需通电。

4）能直接对非电导体进行沉积。

5）沉积层具有较一致的化学、机械和磁特性。

（6）物理蒸发沉积

物理蒸发沉积在真空室内进行，分为热蒸发、溅射和电弧蒸发三种方式，它们分别属于低粒子能量、中等粒子能量和高粒子能量蒸发沉积，电弧蒸发又包括阴极电弧蒸发和阳极电弧蒸发。

物理蒸发沉积典型涂覆层厚为1～5 μm。对于最高涂覆温度为130℃的阴极电弧蒸发，能在工件的表面涂覆硝酸铬等材料，通常涂覆层厚为1 μm，涂覆前表面须进行等离子体（如CF_4/O_2）浸蚀预处理5 min，以便提高涂覆时的黏合

力。对于最高涂覆温度为80℃的阴极电弧蒸发，能在工件的表面涂覆硝酸钛等材料，通常涂覆层厚为1 μm，涂覆前表面须进行等离子体（如CF_4/O_2）浸蚀预处理10 min。对于最高涂覆温度为80℃的阳极电弧蒸发，能在工件表面涂覆铜等材料，通常涂覆层厚为1 μm，涂覆前表面须进行等离子体（如N_2/O_2）浸蚀预处理2 min。

3　快速铸造

3.1　快速铸造的技术路线

（1）快速制造铸型

使用专用覆膜砂，利用SLS和TDP成形工艺可以直接制造砂型和砂芯，通过浇注可得到形状复杂的金属铸件。

利用TDP工艺可以直接制得陶瓷型壳，经过焙烧后可以直接浇注金属液得到精铸件。这比起传统的铸造方法，省去了多道工艺过程，是对传统铸造过程的重大变革，节省了大量的成本和时间。

利用快速成形技术制作母模，可以大大缩短铸造用铸型的制作周期。

（2）快速制造模样

利用SLA、LOM、FDM、SLS等工艺方法成形的原型可以代替木模，不仅大大缩短了制模时间，而且制造出的原型在强度和尺寸稳定性上优于木模。特别是对于难以加工、需要多种组合的木模，更显出它的优势。

利用SLA、FDM、SLS塑料原型，FDM、SLS蜡原型或LOM纸原型代替传统蜡模，再用传统的熔模铸造工艺，得到铸件。如果发现铸件成品的尺寸超差，可以立即对CAD模型进行修改，再做出第二件蜡模、树脂模或纸模。与传统精密铸造相比，解决了产品试制需要较长时间的问题。

（3）快速制造模具

上述两种工艺路线对于小批量生产非常有效，但对于大批量生产，用快速成形机逐个制造蜡模（或其他熔模）或陶瓷型壳，既不省时也不经济，所以不宜采用。在生产批量较大的情况下，可以利用快速成形机直接制造出模具或用制出的模具原型再翻制模具。

3.2　快速制造铸型

3.2.1　无模铸造

（1）利用SLS工艺直接制造砂型

采用SLS工艺，用覆膜砂可以直接制造砂型或型芯。砂型（芯）生产步骤如下。

1）混制覆膜砂。

2）将砂型CAD三维模型转化成为STL文件，按照一定的厚度进行切片，得到切片的截面轮廓。在快速成形机上，激光束对砂型实心部分的覆膜砂进行扫描，熔化覆膜砂表面的树脂发生固化反应而使砂粒互相黏结，得到该层的轮廓。接下来工作台下降一个截面的高度，再进行下一层的铺粉和烧结，如此反复形成所需砂型。

3）清理掉没有粘结的覆膜砂，得到砂型（芯）原型。

4）在热处理炉内对砂型（芯）原型进行烘烤，使黏结剂充分固化，得到高强度铸造用砂型。

用于制造砂型（芯）的覆膜砂主要由原砂、黏结剂（酚醛树脂）、固化剂（六亚甲基四胺）和添加剂（硬脂酸钙）等按覆膜工艺配制而成。在造型制芯的过程中，当覆膜砂被加热时，部分六亚甲基四胺与树脂中的残留水分作用形成甲醛和氨气；生成的甲醛与线型酚醛树脂分子进一步反应，使树脂由线型结构转变为体型结构的大分子；NH_3造成的碱性气氛，有利于反应进行。固化反应的步骤为：甲醛使酚醛树脂分子链上若干苯酚羟基的对位处生成羟甲基后，酚羟甲基再与其他酚醛树脂分子苯酚上的对位或邻位的活性氢原子缩合，生成亚甲基“—CH_2—”键，使树脂由热塑性变为热固性而固化。

覆膜砂在激光作用下受热固化与铸造生产中砂型（芯）的加热固化不同。当激光束扫描覆膜砂表面时，表面的覆膜砂吸收的光能向热能的转换是瞬间发生的，在这个瞬间，热能仅仅局限于覆膜砂表面的激光照射区；通过随后的热传导，热能由高温区流向低温区。激光束照射后的覆膜砂因受热不同而分成硬化粘结区、软化粘结区和未粘结区三部分。SLS过程的特点是分层加料和分层烧结。对于每层材料来讲，接触激光直接照射的“上表面”，受热温度最高；而远离激光直接照射的“下表面”受热温度最低，他们只能靠材料的导热来升温。因此，当每一烧结层材料的厚度较大时，材料“下表面”的受热温度较低，砂型的烧结强度也较低；而当烧结厚度较小时，砂型的烧结强度也较高。

因此，采取增加激光束的加热时间、减少烧结层厚度、提高覆膜砂的热传导系数等是提高砂型（芯）烧结强度的直接有效的措施。

试验表明，接受激光直接照射的砂层的“上表面”的最高受热温度为覆膜砂的软化黏结温度的上限为好；而砂层的“下表面”的最低受热温度高于覆膜砂的软化黏结温度的下限约10℃较为合适。应以此为目标，来合理选择激光烧结工艺参数。

锆覆膜砂的导热性大大优于石英覆膜砂的导热性。试验表明，在相同的激光扫描加热条件下，锆覆膜砂的烧结强度大于石英覆膜砂的烧结强度。在实际生产中，应根据具体情况选择覆膜砂的类型。

为获得较高的烧结强度，可采用较小的烧结层厚和较低的扫描速度；而要获得较高的精度也需要采用较小的烧结层厚和较小的激光束光斑直径等措施。但是，采取这些措施都会降低制件的成形速度，因此，应考虑合理选择扫描烧结方式。考虑到制件的轮廓尺寸精度、烧结成形速度和烧结强度因素，理想的扫描烧结方式是：轮廓线采用小光斑直径快速扫描，小光斑直径扫描轮廓线，可增加轮廓精度，快速扫描轮廓线，可减少轮廓上由热传导而引起的制件精度误差；其余部分采用大光斑慢速扫描，可获得较高的烧结强度和较快的烧结成形速度。

SLS法烧结成的砂型（芯）强度较低，不能直接用于浇注铸件，必须对激光烧结的砂型（芯）进行再加热保温处理。为了最终浇注合格的铸件，用SLS法烧结的砂型（芯），加热保温处理前后的强度值都要足够大，处理前要经受住散砂清除、砂型（芯）翻转、搬运、加热等过程中所受的作用力；处理后要经受住浇注时金属液的静压力和热作用力等。

在激光扫描烧结时，受热温度没有达到“硬化温度”的砂粒，经再加热保温处理时达到“硬化温度”后可完全硬化，使得砂型（芯）的强度大为增加；而对于在激光扫描烧结时，受热温度已达到“硬化温度”的砂粒，再加热至“硬化温度”后，由于铸型已完全硬化，故砂型（芯）的强度基本没有改变。试验表明，烧结强度越高，保温处理后强度越低；反之，烧结强度越低，则保温处理后强度越高。

得到砂型后，采用传统砂型铸造工艺，便可制得金属铸件。图5.14-14和图5.14-15是利用SLS工艺制得的砂型（芯）和最终浇注出的铸件。这种方法尤其适用于大型复杂铸件的生产，用于新产品试制或单件小批量铸件的制造，如航空发动机、坦克发动机缸体、缸盖等。

（2）利用TDP工艺直接制造砂型（芯）

采用TDP工艺，可以直接制造砂型。这种TDP工艺与前面2.5.5节中讲的工艺有所区别的是造型机有两个喷头，一个用于喷洒黏结剂，另一个用于喷洒催化剂。其造型过程

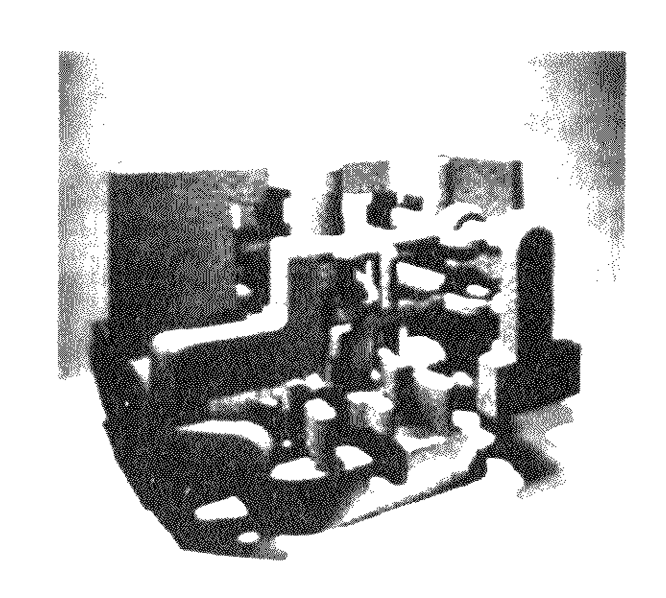


图 5.14-14　利用 SLS 工艺制得的砂芯

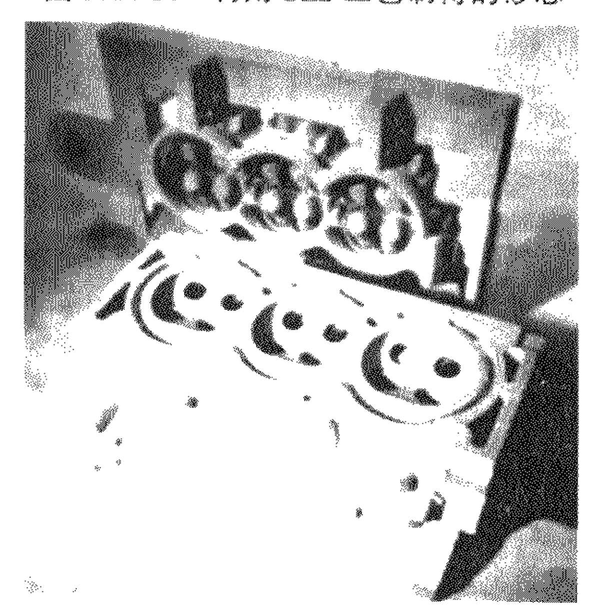


图 5.14-15　利用 SLS 工艺加工的砂型及其浇注后的铸件

如图 5.14-16 所示，由计算机驱动造型设备，首先在砂箱中铺平紧实一层型砂，第一个喷头在型砂表面上精确地喷射黏结剂，随后第二个喷头沿同样路径喷射催化剂，黏结剂在催化剂作用下发生交联反应而迅速固化，将所喷射到的位置的型砂粘接在一起。当完成前层加工后，工作台上升一定高度再铺一层砂，如此反复直至整个零件制作完成。黏结剂和催化剂共同作用的位置型砂被固化在一起，固化部分层层粘接，得到砂型

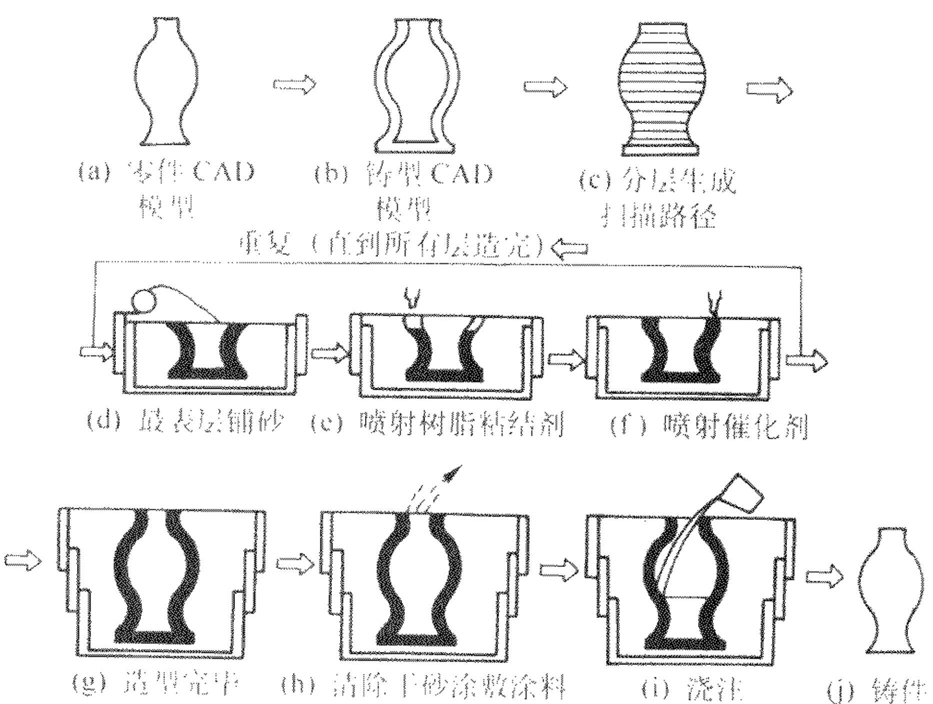


图 5.14-16　直接制造砂型铸造示意图

这种工艺中对黏结剂和催化剂种类、用量的选择有一定要求。首先，黏结剂和催化剂必须黏度适中，适合于微孔喷射；其次，两者混合后在常温下能迅速固化，并达到一定强度。呋喃树脂和对甲苯磺酸作为黏结剂和催化剂，可以较好地满足上述条件，同时这两种材料也是目前铸造行业中广泛使用的材料。

黏结剂和催化剂用量对铸型发气量和溃散性影响较大，从而直接影响铸件的质量。发气量大会使铸件产生气孔缺陷，甚至使浇注无法完成；如果型芯溃散性较差，铸件冷却过程中会阻碍铸件收缩，使铸件内部残留内应力，甚至发生开裂。因此，在生产过程中应根据实际生产情况，正确控制粘结剂和催化剂的用量，既保证铸型有足够的强度，同时又具备良好的溃散性和较小的发气量。

这种工艺制造的铸型必须经过后处理才能进行浇注。铸型后处理过程包括清理铸型内干砂、铸型表面敷涂料、上下型合型装配等步骤。造型完毕后，砂型型腔内部或型腔与型芯之间在造型完毕后仍然充满了未固化的松砂，必须进行清理。对于小型或型腔较简单的砂型，只要将其倒置即可将内部松砂倒出，再用刷子将内腔表面附着的余砂清理干净。对于大型不易翻转的铸型以及型腔复杂不易倒出砂的铸型则可采用真空抽吸法。

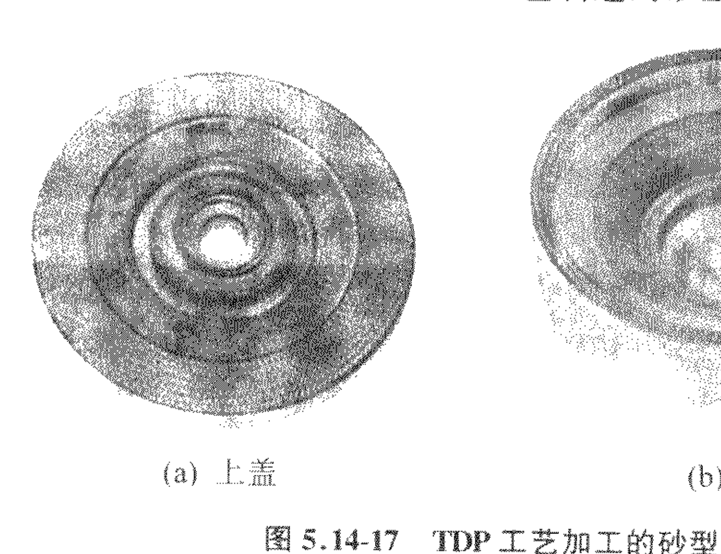
型腔清理完毕之后，必须对铸型进行烘烤，以减少浇注时的发气量。烘烤时必须严格控制好烘烤温度和时间两个因素。这两个参数必须综合考虑发气量和铸型强度要求来确定，实验表明烘烤温度 150℃、烘烤时间 1.5 h 为最优参数。

铸型烘烤之后，必须涂敷涂料。涂料能显著减少铸件粘砂、防止异常组织的形成、减少气孔的出现、加固型砂，降低铸型内壁粗糙度。涂层的优劣直接影响铸件的质量，因此必须保证涂层达到要求的厚度，而且各处厚度均匀。

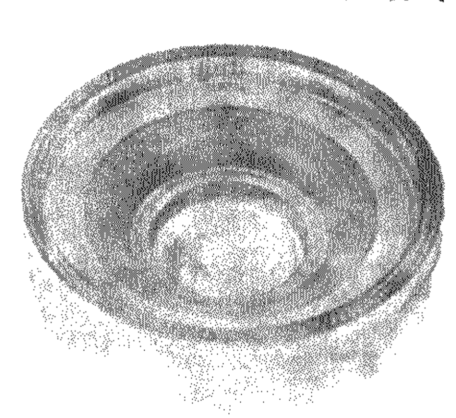
这种工艺的最大缺点是由于采用喷射装置来喷射树脂，使铸型中的树脂含量远远高于传统的自硬树脂砂的含量要求，导致浇注过程中的发气量量大，铸件的合格率低。

清华大学机械系在原有无模铸造工艺的基础上，对这种工艺进行了改进。先将树脂与原砂按比例要求在高速混砂机中进行混合得到树脂砂，这里的树脂砂与传统的自硬树脂砂不同，不含有固化剂；然后在快速成形机上，喷头根据分层信息选择性的在铸型区域通过离散式的喷射催化剂，与树脂砂反应，使之固化。为提高成形效率，采用加热装置对整个树脂砂层表面加热，如此反复，一层层叠加，得到铸型。

由于这种工艺使树脂的含量大大降低，减少了浇注过程中的发气量，从而使铸件的合格率大大提高。图 5.14-17 ~ 图 5.14-19 是利用改进的 TDP 工艺制造的砂型（芯）和最终



(a) 上盖



(b) 下腔

图 5.14-17　TDP 工艺加工的砂型

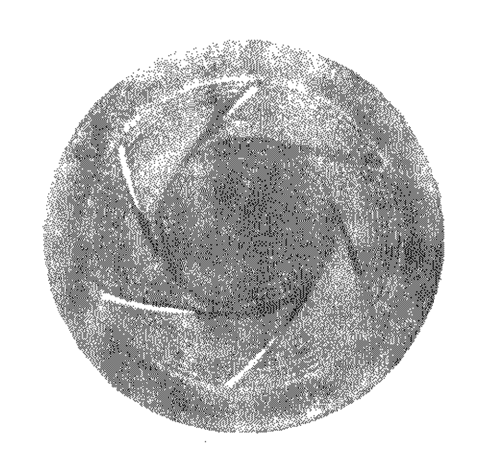


图 5.14-18　TDP 工艺加工的型芯

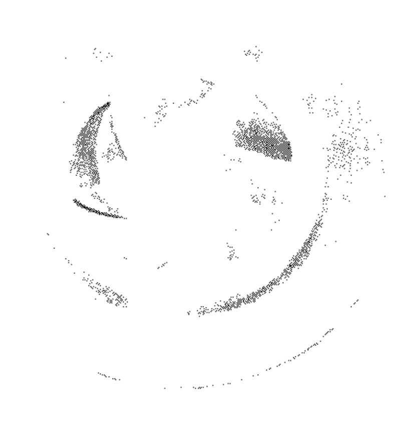


图 5.14-19 利用 TDP 砂型浇注后的铸件

浇注出的铸件。

3.2.2 DSPC 直接制造型壳铸造

直接制造型壳铸造（DSPC）法是美国 Soligen 公司于 20 世纪 80 年代末推出的，英文名为 Direct shell Production Casting。它将工件的 CAD 模型转换成精密铸造型壳，并将金属液浇注到型壳中而获得最终的铸件。其从设计到制出样品铸件的周期只需 10 天，是金属零件设计和制造技术的一个突破。其原理出自三维印刷 TDP 快速原形技术，生产过程如图 5.14-20 所示。

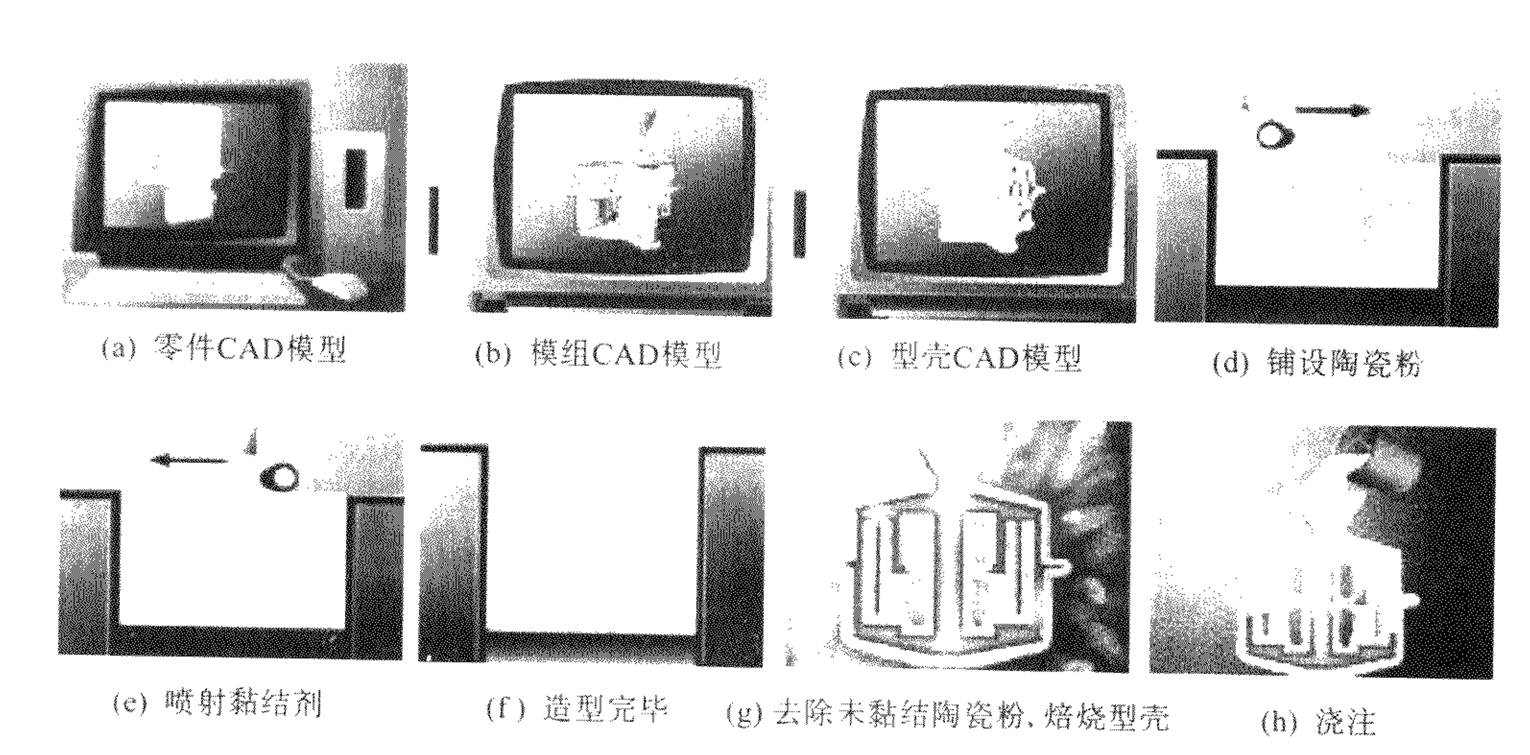


图 5.14-20 直接制造型壳铸造示意图

1）将工件原型的 CAD 实体模型输入型壳设计装置，生成用于浇注铸件的型壳的 CAD 模型（包括铸件收缩余量、铸造圆角、加工余量、型壳型腔数目、浇注系统等），进行充型凝固模拟以预测铸造时可能出现的各种问题，完善模型并确定型壳和型芯的厚度等尺寸，以确定所需制壳材料的重量等参数，如图 5.14-20a ~ 图 5.14-20c 所示。

2）将型壳的 CAD 模型输入型壳制造装置以制造三维陶瓷型壳，其过程为：①在型壳工作表面沉积一薄层刚玉粉，并用辊筒平整其表面。②由按指令在 $X-Y$ 平面移动的喷头组向刚玉粉层表面喷射由压电陶瓷振动雾化并通过电场而带电的硅胶液黏结剂微滴，使形成型壳厚度的刚玉粉层固化，未被粘结的刚玉粉则作为后沉积层的支撑。反复进行①和②操作直至构成整个三维型壳，如图 5.14-20d ~ 图 5.14-20f 所示。

3）去除黏结成一体的型壳内外的未被黏结的粉料；然后烘干、烧结型壳；浇注金属液，获得与原型 CAD 模型形状、尺寸相同的铸件，如图 5.14-20g 和图 5.14-20h 所示。

图 5.14-21 是 DSPC 工艺制造的陶瓷型壳，图 5.14-22 是利用 DSPC 陶瓷型壳生产出的铸件。

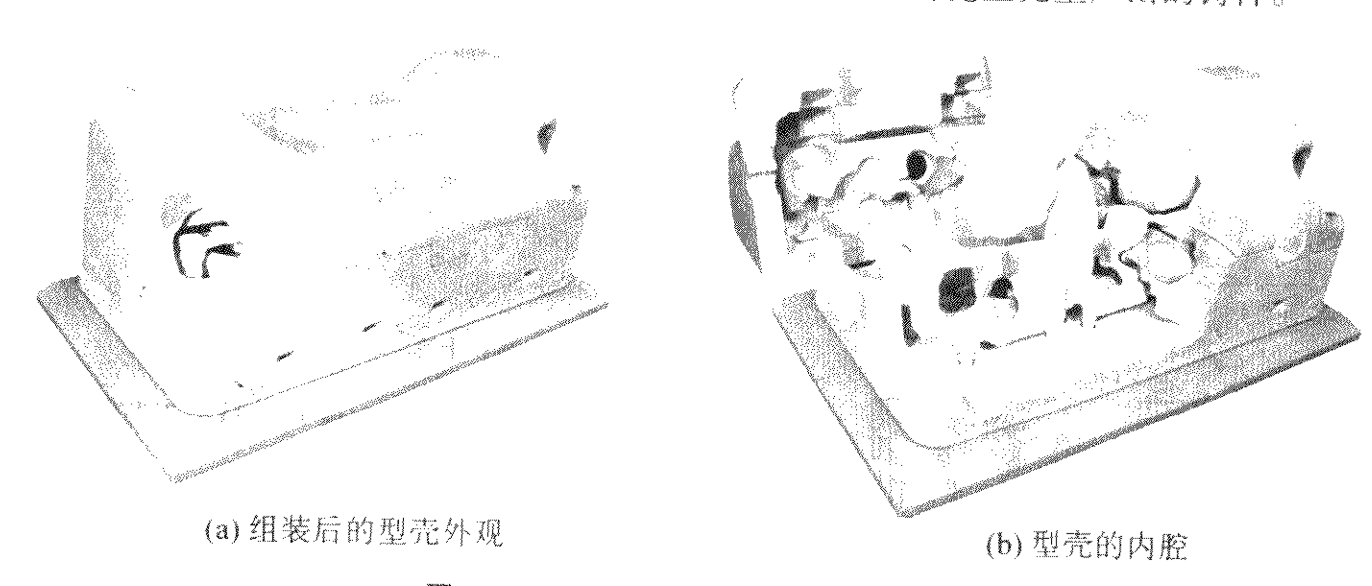


图 5.14-21 DSPC 工艺制作的陶瓷型壳

3.2.3 快速陶瓷型铸造

利用快速成形技术制造母模，可以大大缩短陶瓷型铸造的生产周期，快速陶瓷型制作过程如图 5.14-23 所示。

用快速成形机制作树脂或纸质母模，经防潮处理后，在母模的工作面上粘贴一薄层材料（如黏土片），其厚度等于所需陶瓷壳的厚度，然后将母模置于砂箱中，制造砂型底箱，移去母模及粘贴材料，去掉母模工作面上的薄层材料后，将母模重新置于砂型中，浇注陶瓷砂浆，移去母模，用乙炔喷灯加热、固化陶瓷壳，最后合上上箱，构成陶瓷壳砂型。

陶瓷型可直接用于浇注金属铸件。由于陶瓷层比较薄，其背衬是有一定容让性的砂型，因此加热、固化时的翘曲变

形较小，比整体浇注陶瓷型的精度高。

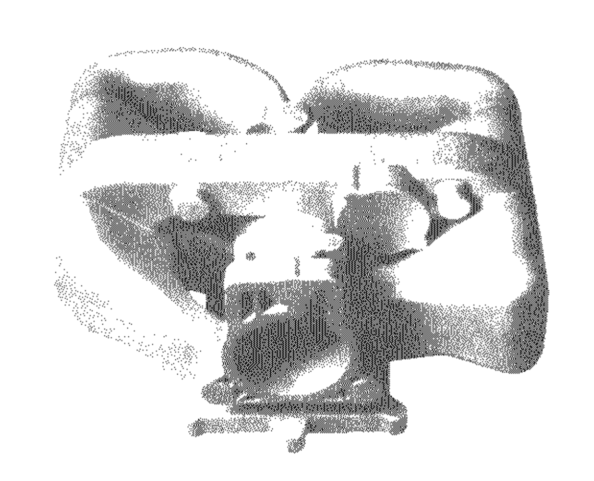


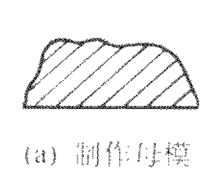
图 5.14-22 利用 DSPC 工艺制作的陶瓷型壳生产的铸件

3.2.4 快速石膏型铸造

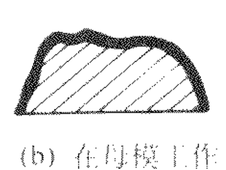
快速石膏型铸造的工艺流程如图 5.14-24 所示。

1）在计算机上建立石膏型精密铸造用母模的三维 ACD 实体模型，根据 CAD 模型在快速成形机上制作母模。

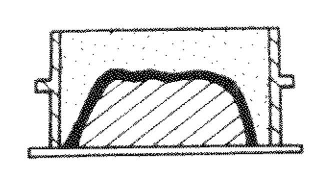
2）制造硅橡胶软模。对于形状复杂或存在负起模斜度的零件，为了便于石膏型铸造过程中的取模，需要将快速原形母模翻制成硅橡胶软模。



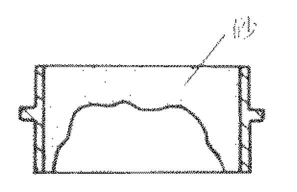
(a) 制作母模



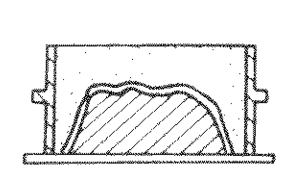
(b) 在母模工作面粘贴黏土片



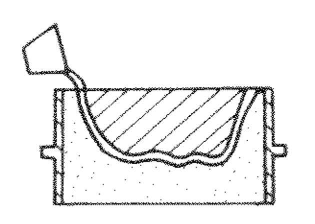
(c) 将母模置于砂箱中，制造砂型底箱



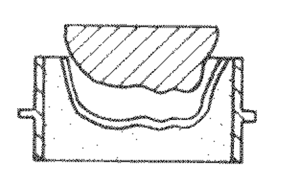
(d) 移去母模



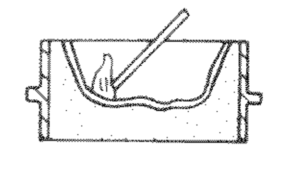
(e) 去掉母模上的黏土片，将母模重新置于砂型中



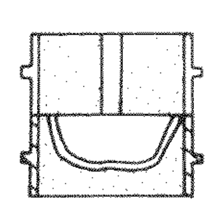
(f) 浇注陶瓷浆



(g) 移去母模



(h) 加热固化陶瓷层



(i) 合上上箱

图 5.14-23 快速陶瓷型制作过程

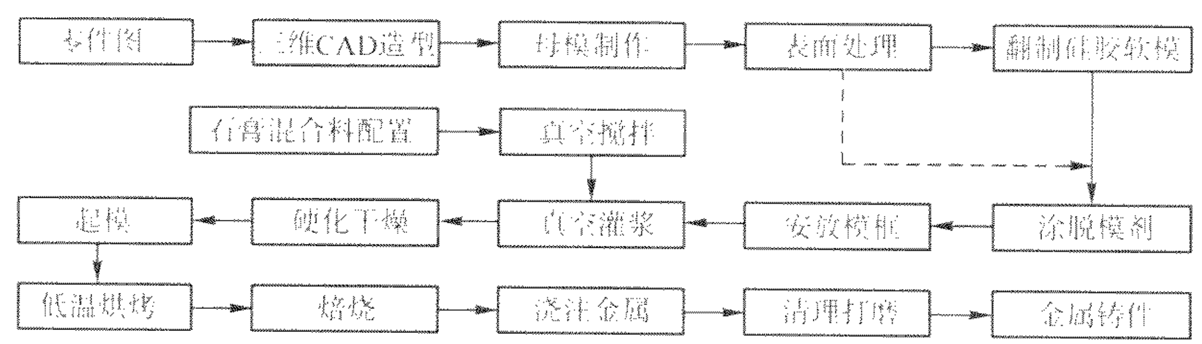


图 5.14-24 快速石膏型铸造工艺过程

3）制造石膏型 将快速原形母模或硅橡胶软模固定于模板上，在快速原形母模或硅橡胶软模表面上涂上一层脱模剂（一般可以选用缝纫机油、硅油、变压器油等），设置好模框后，放进灌浆室中，按一定比例称取适量的石膏粉、填料（莫来石粉等）和添加剂混合配制为石膏混合料，在真空条件下将水与石膏混合料混合、搅拌制得石膏浆料，然后进行真空灌浆，灌浆结束后立即破除真空，硬化 10 ~ 15 min 后起模，得到石膏型。

4）浇注金属零件。将石膏型低温烘干、高温焙烧后，可以浇注锡铋合金、锌合金、铝合金和部分铜合金，经冷却、清理和打磨、抛光即可得到所需金属零件。

该工艺得到的金属铸件，尺寸精度可达 CT3 ~ CT6 级，表面粗糙度 R_a 达到 0.8 ~ 3.2 μm。

3.3 快速制造模样

3.3.1 LOM 工艺制模

（1）纸质“木模”

砂型铸造用木模是用木材经干燥防腐处理及机械加工制成的，要求具有一定的机械强度、刚度和耐久性。高精度、高效率、低成本地制造木模是一个关键问题。对于曲面形状复杂的木模，采用传统的手工制作，效率低、精度低，难以满足生产需要。采用数控加工中心制作，则成本太高。采用薄形材料选择性切割（LOM）快速成形工艺，在快速成形机上直接制出纸质模样，这种模样由经特殊处理的纸切割、叠加而成的，它坚如硬木，表面经过喷涂清漆或环氧基涂料防潮处理后，可用作砂型铸造用模，取代传统的木模。

利用快速成形制作砂型铸造用模样的优点是，无需高水平的模样工和相应的木工机械，根据铸件的设计图样，就能在很短的时间内完成木模的制作，并且制作的木模尺寸精度高、稳定不变形、表面粗糙度值低、线条流畅，对于形状复杂的木模，这一优点尤为突出。用快速成形制造的“木模”，可用来重复制作 50 ~ 100 件砂型。

美国福特汽车公司利用上述 LOM 技术制造出 685 mm 汽车曲轴模样，先分 3 块制作，然后再拼装成砂型铸造用的模板，铸件尺寸精度达到 0.13 mm。图 5.14-25 是利用 LOM 工艺制造的“木模”。

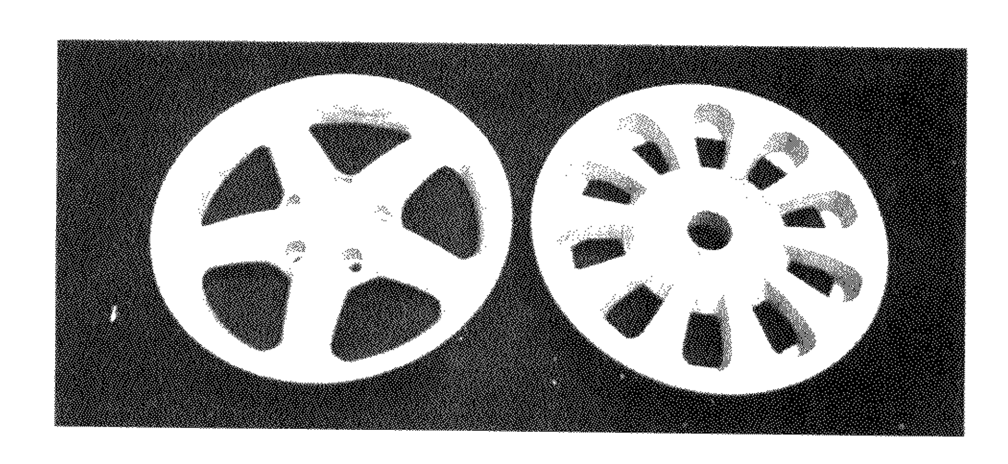


图 5.14-25 LOM 工艺制作的“木模”

同样，利用 SLA、FDM、SLS、TDP 等工艺方法制造的树脂原型也可以代替木模，用来制作模样和模板，进行造型、制芯。

（2）纸质“熔模”

当只需生产一件或几件熔模铸件时，也可不制作压型再压制蜡模，而直接用快速成形机制作的纸模当作蜡模，对其进行表面防潮处理后，直接制造型壳，然后脱除纸模。为了使纸模易于从型壳中脱除，在用快速成形机制作纸模时，在所需纸模的内壁部分也用一定的激光功率切割网格线，但不要切透。这样就可方便地用喷灯燃烧和简单工具剔除相结合的办法来从型壳中去除纸模，而不损伤型壳。

将LOM原型当作“熔模”的模样与一般LOM原型相比有如下特点：

1）LOM原型应高温焙烧成为易于清除的灰粉，而不能结焦结块，这就要求采用特殊的纸质和粘结树脂。

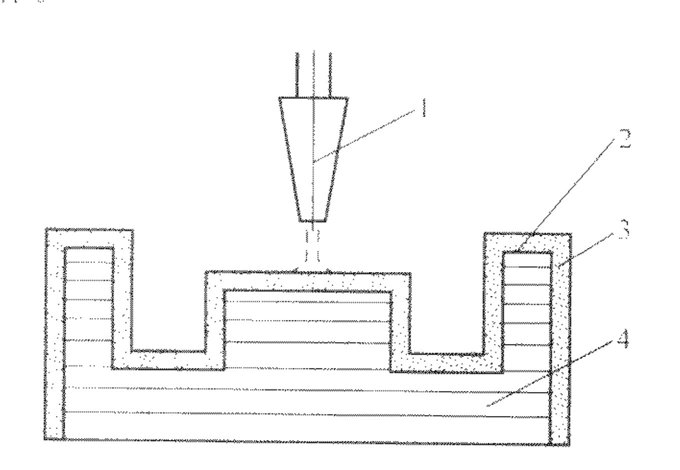
2）LOM原型应在保证一定强度前提下，尽量提高空隙率。

3）LOM原型应考虑蘸浆时的悬吊或支承结构，以利于蘸浆工序的操作。

3.3.2　金属模

利用快速成形技术制出树脂基或纸基模样，经表面金属喷镀后，可作为砂型铸造用“金属模”。

利用震压式和震实式造型机、高压造型机造型时，由于铸模受到的压力较高，上述的“金属模”难以满足工作要求，必须使用金属面、硬背衬的铸造用模样。其制作过程示意图和流程图如图5.14-26和图5.14-27所示。



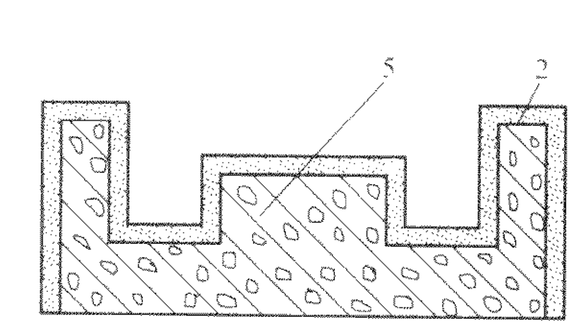


图5.14-26　金属面硬背衬铸造用模样的制作过程示意图

1—喷嘴；2—金属壳；3—脱模剂；4—母模；5—背衬

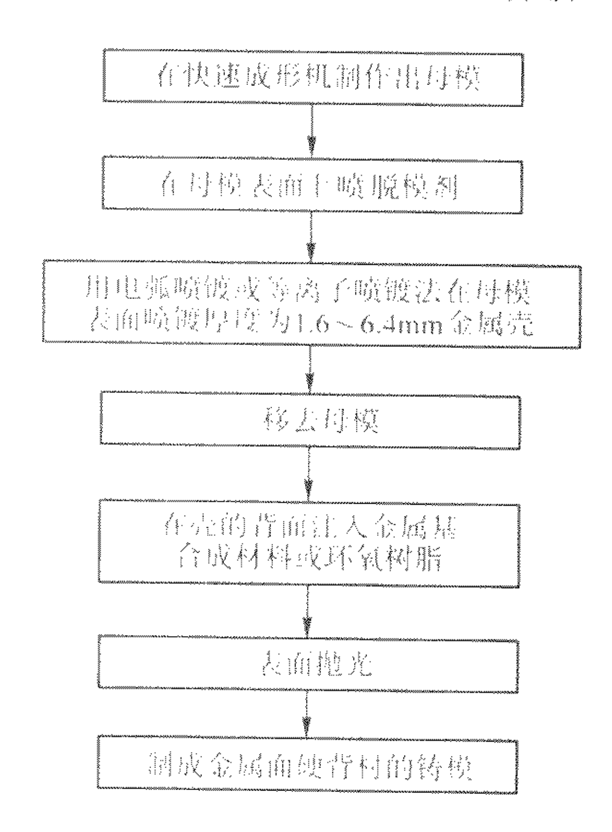


图5.14-27　金属面硬背衬铸造用模样的制作流程图

利用这种方法制作铸造用模样，操作比较简单，其力学性能较好，并且由于喷镀所得铸模的轮廓表面紧贴母模的工作面，精度较易保证。

3.3.3　SLS工艺制作蜡模

以蜡粉为原料，利用SLS快速成形设备，可以快捷地制造出熔模铸造用蜡模。用SLS直接制作铸造熔模，避免了压型的制造，对试制产品的制造有特殊的意义。

美国Rorketdyke公司利用此法制取了复杂六缸气缸体蜡模，然后结合熔模制造方法生产出了合格的铝合金精铸件。国内华北工学院（现为中北大学）开发了低熔点的激光烧结成形用精铸蜡粉PCPI，下面以此为例介绍利用SLS方法制作快速成形蜡模的工艺流程

首先，在计算机中建立要加工蜡模的三维实体CAD模型，用分层软件进行切片处理；然后，在成形工作平台上铺设一层致密均匀的蜡粉，激光束在计算机控制下根据切片层面信息对蜡粉进行扫描烧结，完成第一个层面的加工；最后，逐层铺粉、逐层扫描烧结，制造出所需蜡模。

但PCPI精铸蜡粉烧结成的蜡模表面精度尚不能满足精铸使用要求，可以采用低熔点石蜡为基料，配以一定的表面活性剂，进行浸渗处理。具体后处理工艺如下：

1）对烧结蜡模进行清理，清除掉多余虚粉。

2）打开化蜡炉电源，设置加热温度（高温），开始化蜡。

3）第一次对蜡模进行浸渗。

4）重新设置加热温度（中温）。

5）对第一次浸渗的蜡模进行预热。

6）对微热的蜡模进行第二次浸渗。

7）用细砂纸对浸渗的蜡模表面进行打磨处理。

8）用稀释液擦洗蜡模表面，降低表面粗糙度值。

蜡模经浸蜡后处理，表面质量可以达到精铸模要求，配合传统的精铸工艺，即可进行铸件生产。得到底精铸件尺寸精度高于0.5%。图5.14-28和图5.14-29是利用SLS工艺生产的精铸件蜡模以及利用此蜡模生产出的精密铸件。



图5.14-28　SLS法成形的精铸蜡模

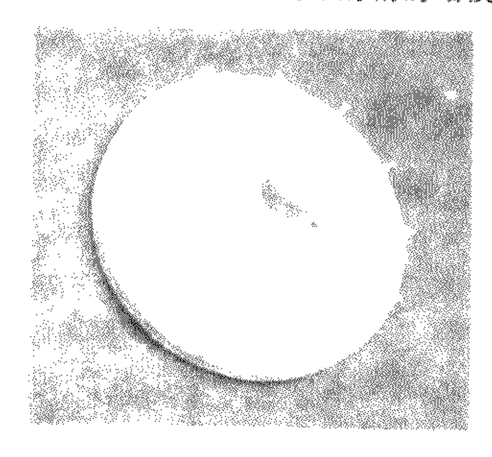


图5.14-29　利用SLS熔模得到的精铸件

3.3.4　SLA工艺制作树脂模

为了快速制作熔模和陶瓷型壳，3D Systems公司开发了一种称之为QuickCast的工艺，其制作过程如下。

1）原型制作　物体CAD模型和相应支撑结构的文件信息经分层软件处理后送到成形机控制部分，驱动激光器和工作台升降及刮平等机构完成SLA原型的制作。

2）钻导流孔及排气口　在QuickCast工艺中，为了排放

多余的、没有凝固的液态树脂，需要在原型表面钻或刺导流孔及排气口，然后通过物理或化学的方法去掉内部树脂。一般来说，比较平坦的区域适合钻孔，导流孔的直径大约为 $\phi3.175 \sim \phi6.35$ mm，排气口的直径要小得多，约为 $\phi0.762$ mm。但钻孔带来的问题就是操作者必须十分小心，否则就很有可能碰坏比较脆弱的还没有固化的区域，造成SLA原型件的破坏。QuickCast工艺可以采用通过软件预设排气和导流孔，好处是使多余的树脂流向液槽，减少浪费、节省时间、不会损坏没有最后固化的脆弱区域，而且可以控制孔的大小。

3）SLA原型修整及残留树脂的处理　SLA原型从工作平台移开时要小心去掉支撑，并保证外部结构的完整性，支撑移开时可能出现的表面"针孔"需要进行适当的修补，局部凸起要用刀片切除掉。残留在SLA原型表面残留的树脂可以用吸湿纸小心擦拭吸干，残留在SLA原型内部的树脂可以用压缩气体或离心机迫使其挤出，或者采用异丙醇试剂清洗。

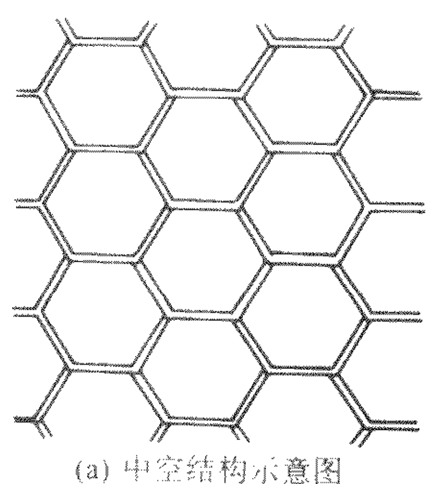
4）抗渗及精度检测　由于可能存在的针孔，每一个SLA原型都必须进行抗渗检测试验，以免制壳蘸浆时浆料进入到原型内部而无法烧掉。由多个SLA原型装配成的大型原型只应保留一个出口。SLA原型的尺寸精度决定了最终零件的合格性，因而必须进行检测。

5）蘸浆制壳　经过抗渗检测和尺寸检测合格的SLA原型要蘸浆撒砂7～9次，得到的陶瓷壳的厚度应该在6～8 mm之间。

6）熔去SLA原型　熔去SLA原型一般可以采用两种方法，一种是将型壳放在1 000℃左右的高温炉中快速烧掉，另一种方法是将型壳放在炉中慢慢升温到1 000℃。第一种方法所需时间较短，但过高的温度梯度容易造成型壳开裂。由于QuickCast采用了特殊的中空制作SLA原型工艺，残留灰分少，陶瓷型壳内部非常容易清理。

7）浇注金属　将陶瓷型壳在焙烧炉中加热到一定温度后，进行浇注，冷却后经过清理得到合格的金属铸件。

制作SLA原型的丙烯酸树脂和环氧型树脂的热膨胀系数比陶瓷型壳大，因此，在高压和焙烧过程中，SLA模型要对较薄的陶瓷壳施加一定的张力，甚至有可能造成陶瓷壳的破坏。因此，QuickCast工艺中的SLA原型内部为中空结构，并由早期的蜂窝状变成了空心立方结构，孔洞率高达83%。这样减少了树脂模对薄壳造成的应力冲击，而且SAL原型烧掉时残留在空腔里的灰烬少，容易排空。图5.14-30为SLA原型的中空结构示意图和制作的原型。


(a) 中空结构示意图

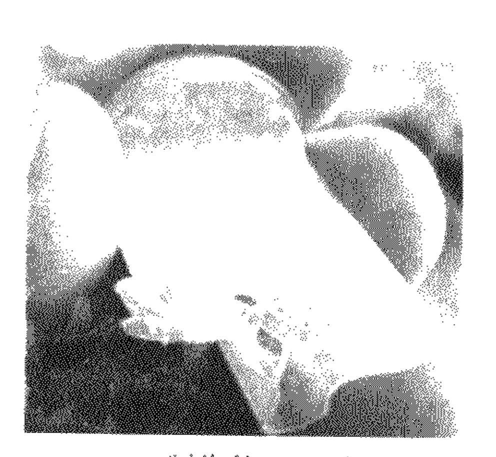

(b) 制作的SLA原型

图5.14-30　SLA原型

QuickCast工艺不使用蜡型，采用燃烧充分且发气量小的光固树脂材料制作原型，从而保证了原型具有足够的强度；并且，由于所采用的是碳氢化合物基的树脂，烧除时树脂转化为水蒸气和二氧化碳，在陶瓷型壳中无任何残留物。这种用QuickCast工艺制出的熔模非常薄，约0.1 mm，在烧除时不会因其膨胀而使陶瓷型壳变形，因而具有很高的精度。

图5.14-31和图5.14-32是QuickCast工艺制出的熔模以及最终生产出的铸件。

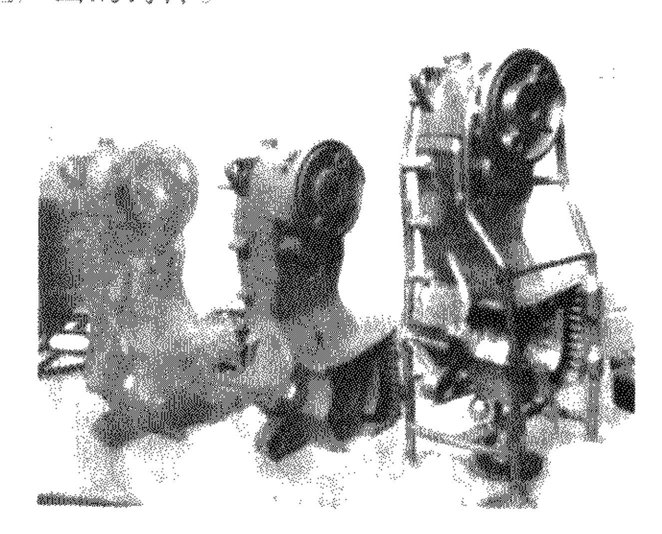


图5.14-31　QuickCast工艺制出的熔模和铸件

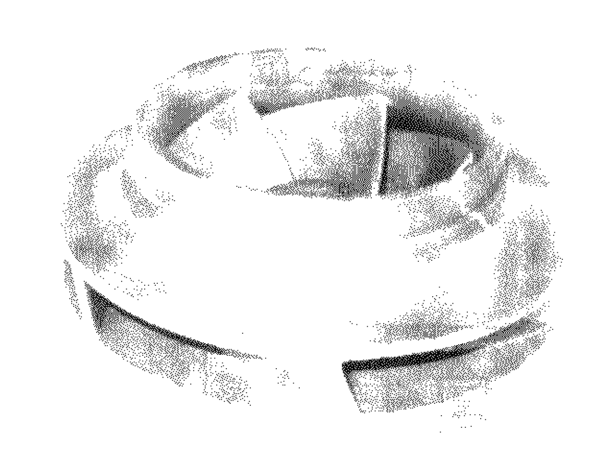


图5.14-32　用QuickCast工艺制的熔模生产出的不锈钢铸件

3.4　快速制造模具

3.4.1　纸质压型

当生产熔模铸件不多时，利用快速成形技术，直接制作的纸质压型经喷涂"液态金属"等高分子合成材料表面处理后，得到试制或小批量生产用压型。这种压型能压制100件以上的蜡模。纸质压型的成本较低，制作简单，但导热性较差，压制周期较长，生产率较低。

由于LOM工艺快速成形机制作的纸质模能承受220℃的高温和一定的压力。因此，经表面防水处理后，也可以用作形状不太复杂、壁厚不太薄的消失模铸造用气化模试制模具。

3.4.2　纸基金属面压型

鉴于纸质压型的生产效率较低，用快速成形机制作完纸基压型后，在压型表面进行金属电弧喷镀或等离子喷镀，并抛光后，得到纸基金属面压型。

这种压型具有较好的防水性、耐腐蚀性和耐热性。同时，由于喷镀的材料为金属及其合金，压型机械强度和导热性比纯纸质压型好，从而使得压型的寿命增长，生产效率提高。所以，这种压型可以用作熔模铸造用压型和消失模铸造用气化模的小批量生产用模具。

同样，也可以用金属面、硬背衬的模具作为熔模铸造用压型和消失模铸造用气化模的生产用模具。

3.4.3　转移涂料法制作金属模具

基于快速原形技术的转移涂料法制造金属压型工艺主要步骤如下：

1）在LOM工艺快速成形机上制作母模，并做适当防水处理。

2）在LOM母模上涂刷脱模剂，确保脱模剂均匀成膜。

3）在LOM母模上喷涂自硬转移涂料，控制好涂料的可使用时间和合理的喷涂工艺参数，控制涂料厚度为1～2 mm。

4）采用水玻璃砂造型，吹 CO_2 气体硬化，砂型放置 2～4 h，使涂料与砂型有充分的时间进行反应，建立结合强度后起模，取模时间不要过晚，否则会增加取模难度。

5）实施平稳取模工艺，取出 LOM 母模，由于涂料与砂型的结合力大于涂料与 LOM 母模的结合力，涂料便转移到砂型上，清晰地复制出 LOM 母模的表面形状，得到带有涂层的砂型。

6）将砂型先在 40～50℃低温烘烤 6～8 h，然后在 100～140℃烘烤 8～10 h，保证充分干燥。

7）合箱浇注，得到金属模具。

浇注后得到的模具经打磨后，尺寸精度可达 CT4～CT6、表面粗糙度 R_a 为 3.2～6.3 μm，可以用作消失模发泡模具和精度要求不高的熔模铸造压型。

3.4.4　用金属基合成材料或锡铋合金浇注压型

为了进一步提高压型的导热性和使用寿命，可用快速成形的制件作母模，据此浇注金属基合成材料（如铝基合成材料），构成类金属压型（见图 5.14-33）。由于这种压型是在室温下浇注的，避免了高温熔化金属浇注导致的较大翘曲变形，压型的尺寸精度易于保证。

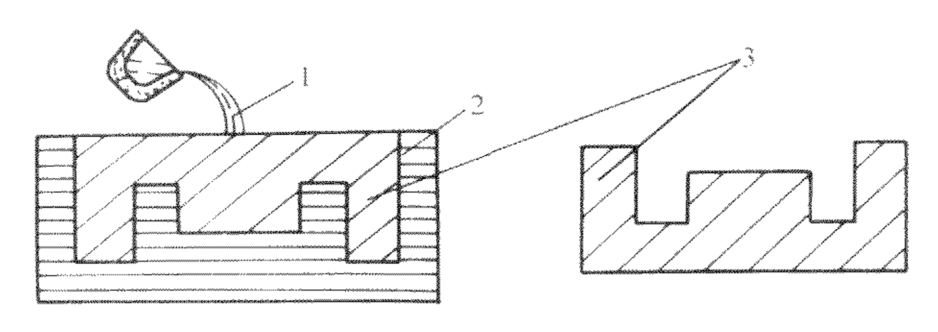


图 5.14-33　用金属基合成材料浇注压型的过程
1—铝基合成材料；2—母模；3—类金属铝基合成材料压型

由于纸质母模耐热温度在 220℃以上，而锡铋二元共晶合金的熔点为 138℃，同样可以直接在纸制母模上直接浇注出金属压型。

根据蜡模形状的复杂程度，用金属基合成材料或锡铋合金浇注的压型可重复压制 1 000～10 000 件蜡模。

3.4.5　粉末金属快速模具

粉末金属模具是一种成本较低的钢制快速模具制造方法，该工艺制作的模具可以和钢制模具生产的工件质量一样高，但模具成本只有钢制模具成本的 1/3，制作时间由几个月减少到几天。由于注射压力较高，可以制造结构复杂和薄壁的零件。该快速模具制作过程的核心技术是采用 Keltool 工艺制作模具型腔。粉末金属快速模具的工艺流程如图 5.14-34 所示。粉末金属浇注方法制作的模具尺寸精度比软质模具高，模具寿命可以达到 3 000 次注射，甚至更多。

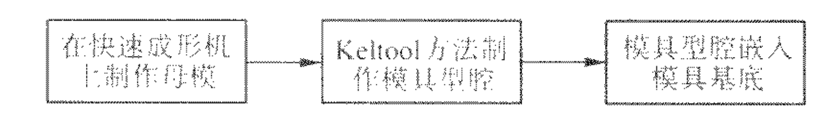


图 5.14-34　粉末金属快速模具的工艺流程

Keltool 工艺进行型芯和型腔制作的原理如图 5.14-35 所示。图 5.14-36 给出了 Keltool 工艺的工艺流程。图 5.14-37 和图 5.14-38 给出的是采用 Keltool 工艺制作的模具型腔、装配好的模具及其制件。

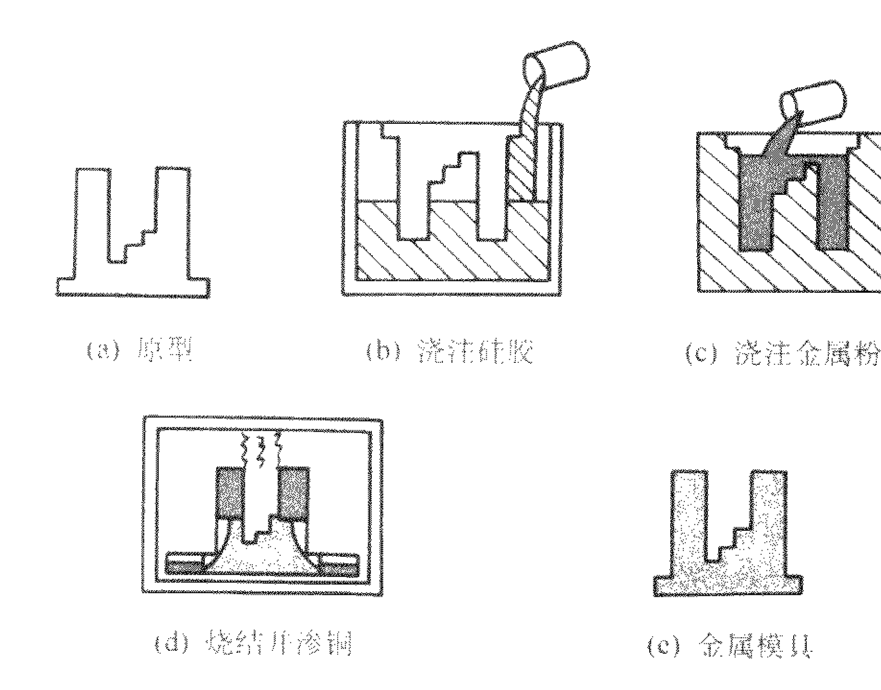


图 5.14-35　Keltool 工艺原理

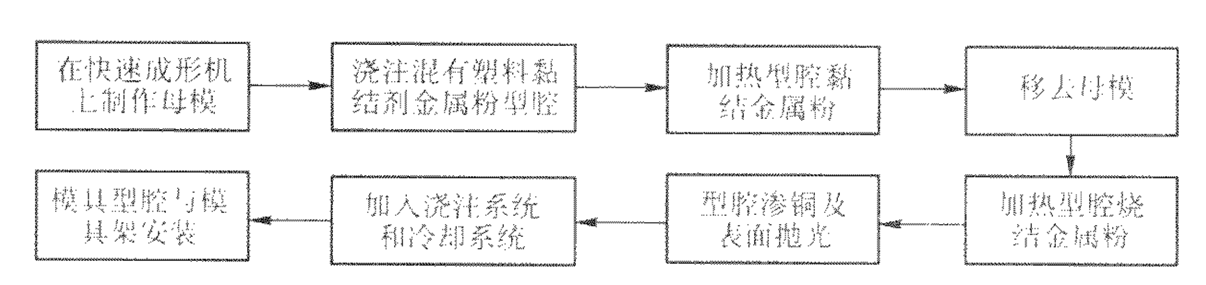


图 5.14-36　Keltool 工艺流程

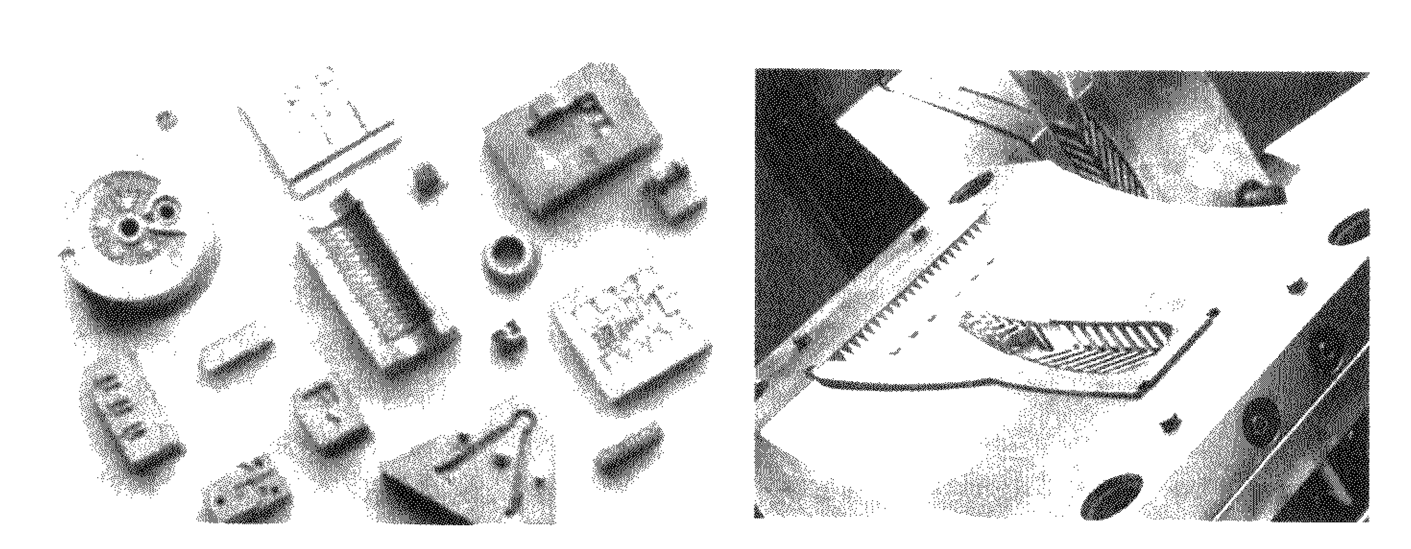


图 5.14-37　金属粉末浇注法制作的模具型腔及安装好的模具

3.4.6　用 SLS 工艺制造金属压型

利用 SLS 工艺直接制造熔模铸造用金属压型可以分为直接烧结和间接烧结两种方法。

（1）直接金属粉末激光烧结制模

直接金属粉末激光烧结制模是利用 SLS 设备系统直接进行金属模具的制造。德国快速成形设备开发商 EOS 公司开发的 SLS 设备 EOSINT—M 能够直接制作 250 mm × 250 mm × 100 mm 的金属模具，精度可以达到 ±0.1 mm，图 5.14-39 给

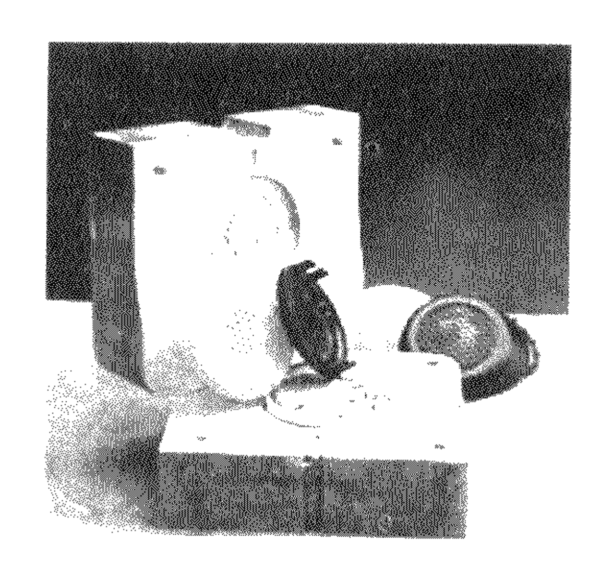


图 5.14-38 金属粉末浇注法制作的模具及其制件

出的是利用该设备制作的金属模具。粉末材料为瑞典 Electrolux 公司开发的青铜和镍合金粉末，具体成分（质量分数）为 75% 青铜（Cu90% - Sn10%）、20% 镍及 5% 的磷铜。在选择性激光烧结过程中，相变产生的体积膨胀可以补偿粉末在烧结过程中引起的收缩。即便烧结的金属模具没有产生明显的尺寸收缩，烧结后仍然存在超过 20% 的孔隙。但是，因青铜的熔点为 900℃，低于 Cu 的熔点 1 083℃，浸铜是不可能的。实践证明，浸环氧树脂可以得到比较好的效果。通过浸环氧树脂，可以使模具的强度提高到 400 MPa 左右，并且可以得到十分理想的表面质量。

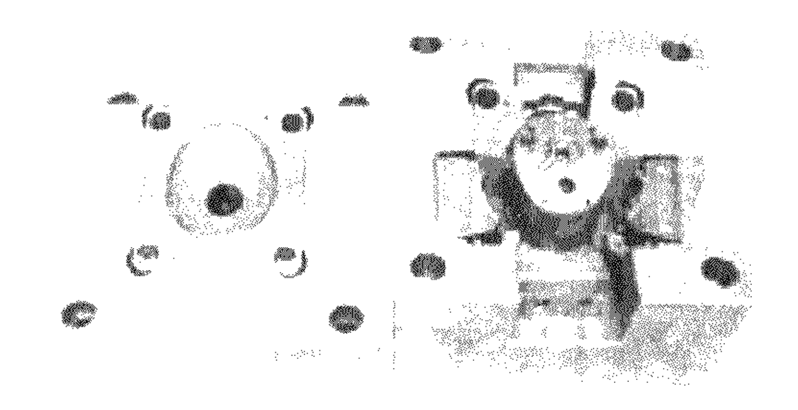


图 5.14-39 利用 EOSINT - M 设备制作的金属模具

（2）间接金属粉末激光烧结制模

间接金属粉末激光烧结制模工艺 RapidTool™ 是由美国 DTM 公司开发的一种快速模具技术，DTM 公司的快速成形机所使用材料的种类很多，包括蜡、聚碳酸酯、尼龙、细尼龙及金属等。RapidTool 是利用 DTM 公司的 SLS 系统的 Sinterstation 2500 机器实现的。RapidTool™ 方法的工艺过程如下。

首先利用 CO_2 激光照射外层包有黏结剂的金属粉末而使粉末黏结成形，将成形完成后未经任何处理的制件放入充以（体积分数）70% 氮气和 30% 氢气的加热炉内，并在适当位置摆设铜砖，之后，升温至 300 ~ 400℃将黏结剂烧掉，此时由于黏结剂的挥发所得到的制件含有大量的孔隙，当炉温继续升高至 700℃时，金属粉末开始熔化烧结而粘结在一起，当温度继续升高至 1 120℃时，制品下面的铜砖开始熔化并因毛细管现象渗入制品中因粘结剂蒸发所遗留下来的空隙中，得到无孔隙的致密制品；再将此制品进行一些后处理，如加工注蜡孔、顶出孔等，便完成了用于注射成形模具的制作。然后，便可以在注射成形机上进行批量制品的生产。该方法所得到的模芯由（均质量分数）60% 的钢和 40% 的铜所组成，寿命可超过 50 000 件。

该方法的优点为：①制作过程快速。②模具型芯中含有 40% 的铜，因此注射模具的冷却效果好。③模具寿命长。④可使用传统工具进行机加工。该快速模具工艺方法的缺点是，在 1 120℃渗铜时会因高温导致制件变形。

图 5.14-40 给出的是 RapidTool™ 工艺方法制作的模具实例。

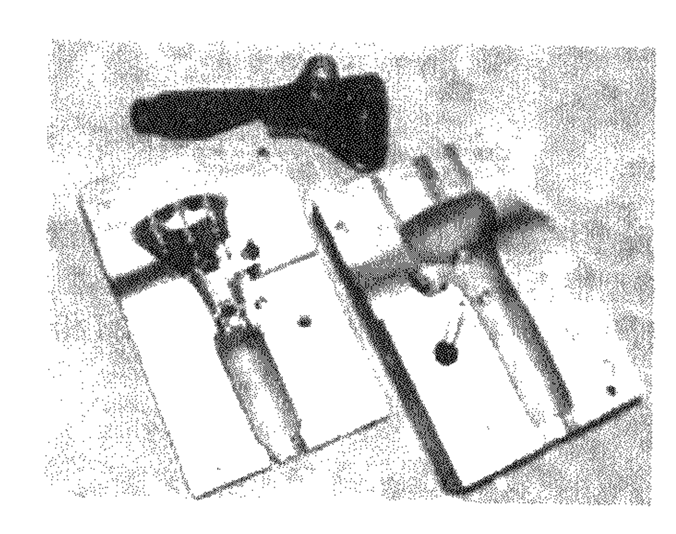


图 5.14-40 Rapidtool™ 制模工艺制作的模具

3.4.7 硅橡胶模压型

由于硅橡胶模具具有良好的柔性和弹性，能够制作结构复杂、花纹精细、无起模斜度甚至具有倒起模斜度以及具有较深凹槽类的零件，制作周期短，制件质量高，因而被广泛应用。引入快速成形技术，可以进一步缩短硅橡胶模具的制作周期。

利用快速成形原型制作硅橡胶模具的工艺流程如图 5.14-41 和图 5.14-42 所示。

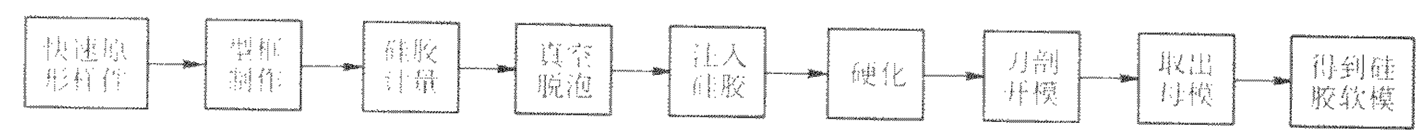


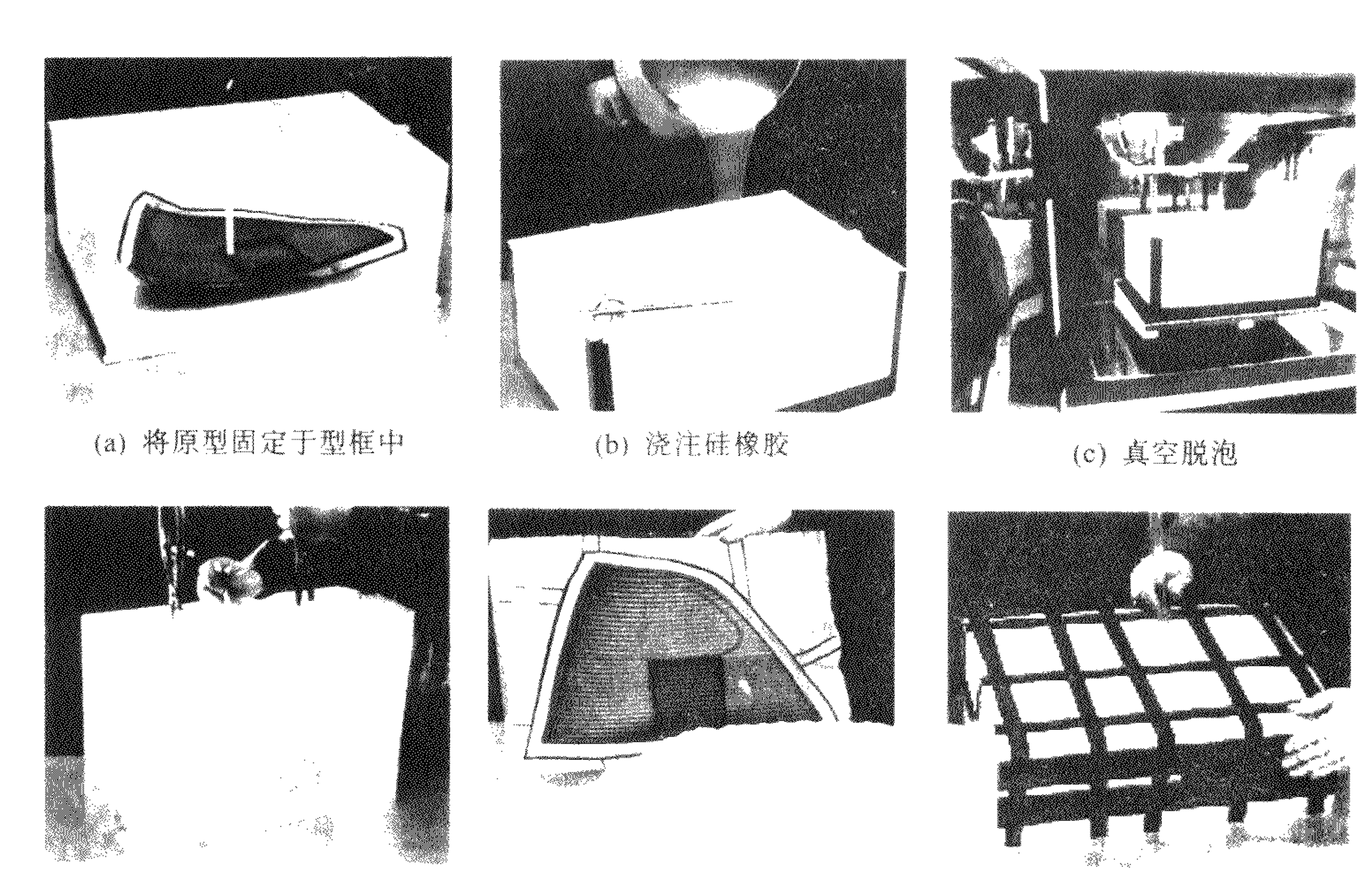
图 5.14-41 硅橡胶软模快速制作工艺流程图

1）原型表面处理。利用各种快速成形技术制作的原型在其叠层断面之间一般存在台阶纹或缝隙，需进行打磨和防渗与强化处理等以提高原型的表面光滑程度和抗湿性与抗热性等。只有原型表面足够光滑，才能保证制作的硅胶模型腔的光洁程度，进而确保翻制的产品具有较高的表面质量和便于从硅胶模中取出。

2）制作型框和固定原型。依据原型的几何尺寸和硅胶模使用要求设计浇注型框的形状和尺寸，型框的尺寸应适中。在固定原型之前，需确定分型面和浇口的位置。分型面和浇口位置的确定是十分重要的，它直接影响着浇注产品能否顺利脱模和产品浇注质量的好坏。当分型面和浇口选定并处理完毕后，便将原型固定于型框中，如图 5.14-42a 所示。

3）硅橡胶计量、混合并真空脱泡。硅橡胶用量应根据所制作的型框尺寸和硅橡胶的密度准确计量。将计量好的硅橡胶添入适当比例的硬化剂，搅拌均匀后进行真空脱泡。脱泡时间应根据达到的真空度来掌握。

4）硅橡胶浇注及固化。硅橡胶混合体真空脱泡后浇注到已固定好原型的型框中，如图 5.14-42b 所示。在浇注过程中，应掌握一定的技巧。硅橡胶浇注后，为确保型腔充填完好，再次进行真空脱泡，如图 5.14-42c 所示。脱泡的目的是抽出浇注过程中掺入硅胶中的气体和封闭于原型空腔中的气体，此次脱泡的时间应比浇注前的脱泡时间适当加长，具体时间应根据所选用的硅橡胶材料的可操作时间和原型大小而定。脱泡后，硅胶模可自行硬化或加温硬化。加温硬化可缩短硬化时间。



(a) 将原型固定于型框中　(b) 浇注硅橡胶　(c) 真空脱泡

(d) 剖开硅橡胶模　(e) 取出原型　(f) 捆紧硅橡胶模具

图 5.14-42　基于快速原型的硅胶快速模具制作工艺过程

5）拆除型框、刀剖开模并取出原型。当硅橡胶模硬化后，即可将型框拆除并去掉浇道棒等，参照原型分型面的标记进行刀剖开模，将原型取出，如图 5.14-42d 和 5.14-42e 所示，并对硅橡胶模的型腔进行必要的清理。将硅橡胶模具用胶带捆紧后，如图 5.14-42f 所示，便可进行树脂、塑料和蜡件产品的制造。

编写：崔旭龙（清华大学）

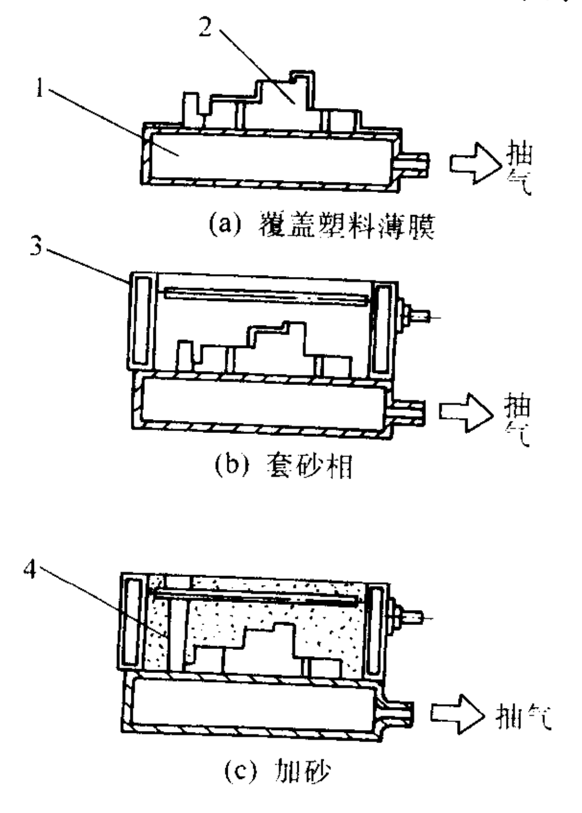
第 15 章 V 法造型

V 法造型是一种真空密封造型铸造工艺，也叫做真空密封造型法，简称真空造型法或 V 法（Vacuummolding），又称减压或负压造型法。

V 法造型工艺起源于日本，最早是 1971 年日本长野县工业试验场开发的，之后在世界范围内得到迅速的发展。中国是在 20 世纪 80 年代初引进这项技术，其后在中国得到广泛的发展。近年来该铸造方法对生产厚大灰铸铁件成为了一项重要的铸造工艺。并且因其所需投资少，效率高，铸件表面质量好而迅速取代了部分粘土砂造型工艺。同时由于其在经济效益方面的优越性在一定范围内取代了树脂砂、水玻璃砂的生产。随着科技工作者对该方法的深入研究，已开发出利用 V 法造型生产铸钢件、球墨铸铁件、铝合金制品等铸造产品。

1 基本原理

V 法造型的基本原理是：在带有抽气室的砂箱内充填不含黏结剂的干砂作为型砂，砂型的内腔表面与外表面都以塑料薄膜遮盖（密封），用真空泵将铸型内的空气抽出，使铸型呈负压（真空）状态。并依靠真空泵连续的抽气保持铸型内外的压力差，使干砂紧实。同时砂粒之间凭借其摩擦力而保持铸型的稳定。得到铸型浇注时所需的强度，并且保持压力差一直到铸件凝固，然后解除负压再保温几小时，即可落砂清理铸件。V 法造型工序见图 5.15-1。



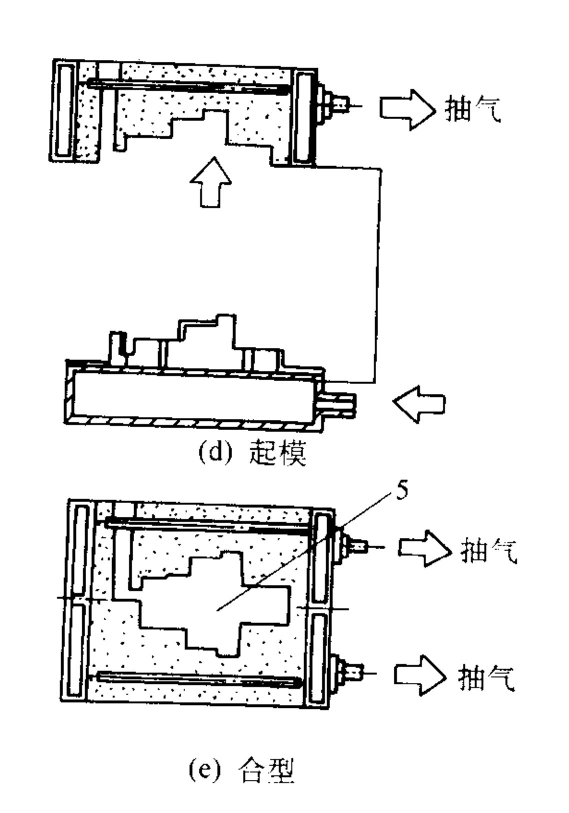


图 5.15-1 V 法造型工序示意图

1—吸气箱；2—模样；3—砂箱；4—砂；5—型腔

先在模样 2 上覆盖塑料薄膜（见图 5.15-1a）。这时需使薄膜先加热软化，以便按模样形状吸附在模样表面上。为使薄膜吸附得好，在模样上开有小孔通向模板空腔，空腔用真空泵抽气使薄膜严密地吸附到模型表面上，然后在薄膜上均匀地喷上快干涂料。将带有抽气室的砂箱套在模样上（见图 b），砂箱内设有滤气网或滤气管，以便通过抽气使铸型内减压。在砂箱内加砂，振动充填后需另用塑料薄膜（背膜）覆盖在铸型顶面，以使铸型内的减压状态得到维持（见图 c）。造型后，将模样一侧的负压解除，进行起模。这时，模样表面覆盖的塑料薄膜被吸附留在铸型内侧（见图 d）。上、下箱合型（见图 e）。铸型的负压状态一直维持到浇注，铸件凝固完全完成为止。当负压解除后，铸型立即溃散，铸件可以方便地从铸型干砂中取出。

2 V 法造型的特点

（1）V 法造型的优点

1）起模容易，不需振动或敲击，在模样起模斜度很小或不留起模斜度条件下也能起出，且所用的型砂颗粒细，型砂硬度可达到 90，因此铸件的尺寸精度高和表面粗糙度值低，可铸出壁厚为 3 mm 的铸件，可使铸件轻量化。

2）由于型砂中不加黏结剂、水和附加物，因而简化了砂处理工作，而且造型和铸件落砂清理的劳动量也大大减少，旧砂回用率可达 95% 以上，配置合理的除尘系统，作业环境卫生条件较好。

3）造型设备比黏土砂造型设备便宜 30% 左右，设备所需动力约为湿型砂造型设备的 60%，且模板和砂箱的使用寿命长，生产周期缩短，金属利用率较高，废品率降低，因而铸件成本有所降低。

4）V 法造型可用于灰铸铁、球墨铸铁、铸钢等，也可用于铸造非铁合金的形状简单且较精密的铸件。受塑料薄膜伸长率和成形的限制，不宜生产形状太复杂的铸件。

5）模样不直接与砂子接触，所以磨损少，而且模样可以使用木材、石膏等较软质料，这样便于模样的制作。浇注时产生的气体大部分可被真空泵抽走，不在作业现场扩散。

（2）V 法造型在应用中也有一些缺点和有待进一步解决的问题

1）造型操作复杂，小铸件的造型生产率不高。

2）从造型、合型、浇注直到铸件落砂，都要对铸型保持负压，这对机械化流水生产带来一定困难。

3）塑料薄膜的伸长率和成形性的限制，影响该方法的应用范围的扩大。目前国内外都在搞喷涂塑料成膜的研究，以解决复杂模样的覆膜问题。

4）应解决粉尘问题和砂子的冷却问题。

3 工艺装备

V法造型所用的工艺装备，如图5.15-2所示。

1）真空泵装置 通常采用水环式真空泵。因其抽气量大及真空度的要求。泵前要装一滤气罐，以防粉尘进入泵内影响泵的寿命。

2）微振震实台 可用可调式电磁振动器。

3）薄膜烘烤器 最好用远红外线板作加热元件，因其效率高，也可用火焰或电阻元件加热远红外线板烘烤。

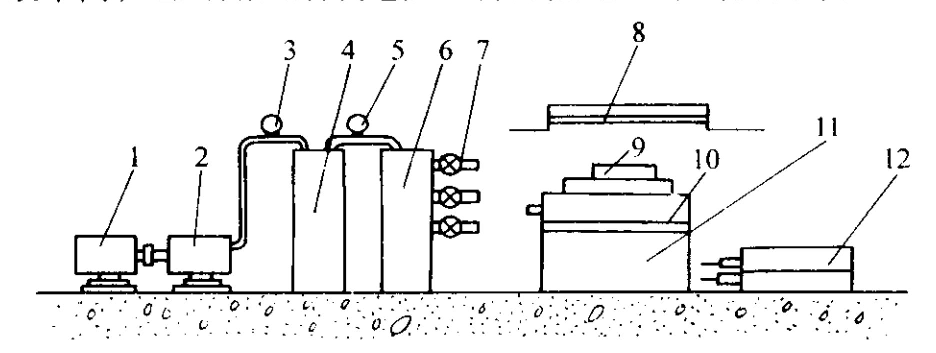


图5.15-2 V法造型工艺装备示意图

1—电动机；2—水环式真空泵；3、5—真空表；4—滤气罐；6—分配罐；7—抽气支管；8—薄膜烘烤器；9—模样；10—模板 11—微振台；12—砂箱

4 V法造型工艺

（1）模样的结构

V法造型所用的模样结构与普通砂型的不同，模样装在中空的模板上，即模板底部配有抽气箱（见图5.15-3）。

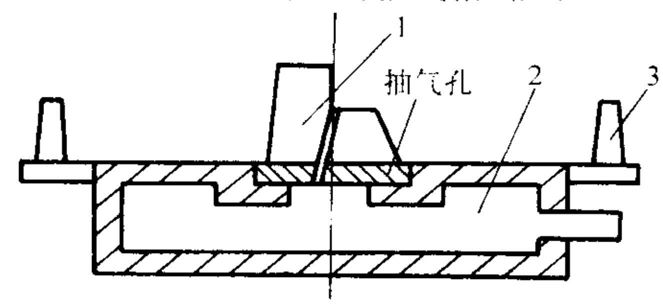


图5.15-3 V法模样结构

1—模样；2—抽气箱；3—砂箱定位销

V法模样结构与普通砂型的模样不同主要有以下几点。

1）在模样和模底板上应开设一定数量的通气孔与抽气箱相通。抽真空时塑料薄膜吸附在模样和模底板的表面上。通气孔直径一般在0.2～2 mm，直径过大会将塑料薄膜吸进孔内，过小覆膜效果不好，孔距一般为20～50 mm，但在模样凹处、转角处和成形欠佳处要相应增加通气孔的数量，以利覆膜。另外，在模样和模板上可用成形的排气塞，以更利于抽气。

2）在一般情况下模样可不留或少留起模斜度。图5.15-4比较V法造型和一般方法的起模斜度对起模力的影响。

3）由于模样表面不与型砂直接接触，磨损较小，模样不像普通砂型造型及起模时受到强烈的机械震动和冲击。

4）采用空心模样时，要相应设置加强肋，以防止真空覆膜时在大气压作用下变形（见图5.15-5）。

5）为防止模板抽气时变形宜设置加强肋，加强肋根据模样不同结构布置，防止真空覆膜时，在大气压作用下模样的变形，而造成跑火等缺陷，抽气箱结构（见图5.15-6）。

6）模样结构对吸膜的成形性有重要影响。辅助成形、局部预成形、局部强化抽真空吸膜成形是最常用的辅助成形方法。

① 辅助成形 对于模样上的深凹槽处，覆面膜时，可人工用一块由木料或泡沫塑料等修成的光滑压块将面膜压向深凹处，再接通真空吸覆面膜。这种措施简便易行，可使模腔成形深度增加1～2倍。

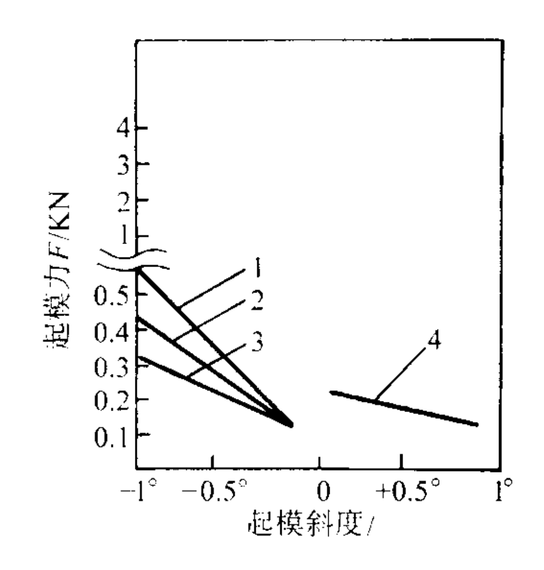


图5.15-4 铸型的起模性能

1—V法（80 kPa）；2—V法（53 kPa）；3—V法（27 kPa）；4—湿型

注：图中横坐标数值为负即为减法起模斜度，数值为正即为加法起模斜度

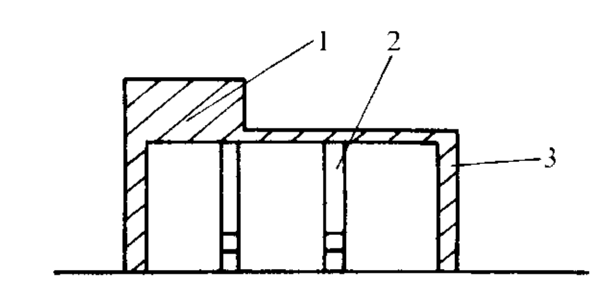


图5.15-5 空心模样示意图

1—模样；2—加强肋；3—通气孔

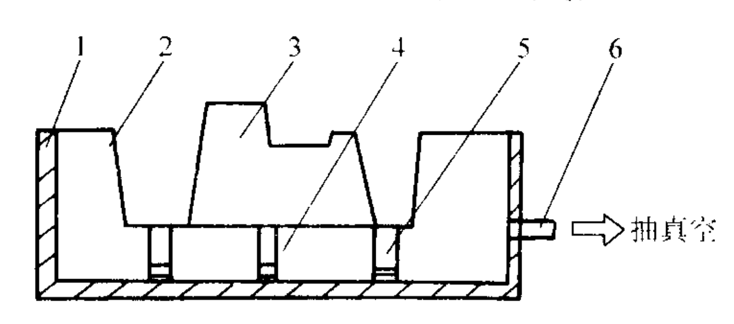


图5.15-6 抽气箱结构示意图

1—抽气箱；2—侧壁；3—模样；4—通气孔；5—加强肋；6—抽气孔

② 局部预成形 浇冒口处大都采用此法成形（见图5.16-7）。冒口棒预先包裹（用胶带纸缠绕固定），模样覆塑料薄膜后将冒口顶截面塑料薄膜割开，包裹面膜的冒口棒在其上定位，然后用胶带缠绕固定。起模时先从背面取出冒口棒。一些深孔也可采用此法成形。

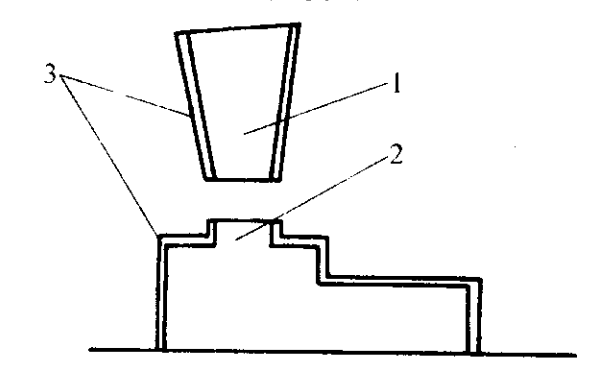


图5.15-7 局部预成形示意图

1—冒口；2—冒口棒；3—塑料薄膜

③ 局部强化抽真空吸膜成形 对于某些难以吸膜成形的凹腔部位，还可以在模样结构上采取强化抽真空措施（见图5.15-8）。Ⅰ区型腔背后单独设置一抽气室，另设一道专用抽气管道，覆塑料薄膜时该抽气道先一步抽气，以强化该区域面膜的吸膜，以利成形。

7）V法造型使用的模样底部的抽气箱，有采用铝合金、钢结构、钢或木结合的结构。

8）对于单件小批量铸件可将抽气模板设计成通用结构，仅需制作模样本体，便可生产，这样既可节约成本，又能缩短生产周期（其结构见图5.15-9）。

通用模板上设置通用紧固螺钉沉口，模样装配板与通用

抽气模板间设计有配合基准，模样做好后，定位固定于模样装配板上，模样装配板装配于通用沉口中，更换模样时只需取出模样装配板即可（见图 5.15-10）。对于模样局部不易起模地方，可以用消失模铸造所用的轻质泡沫塑料成形，造型后该部分不起模而直接浇注，但须注意该部位的排气问题。

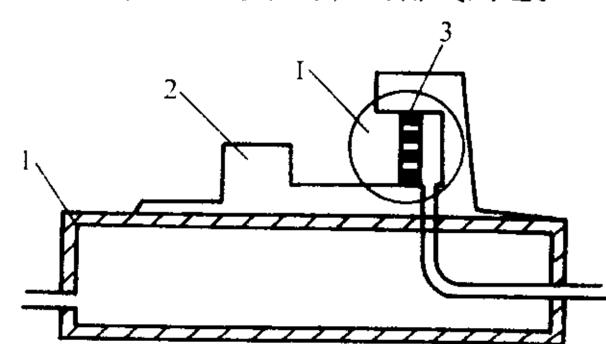


图 5.15-8 局部强化抽真空示意图
1—抽气箱；2—模样；3—局部抽真空气道；
Ⅰ—局部强化抽真空部分

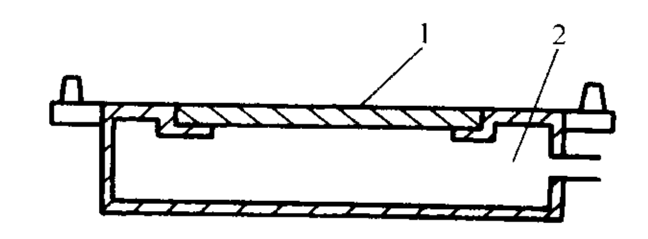


图 5.15-9 通用抽气模板
1—模样装配板；2—通用抽气模板

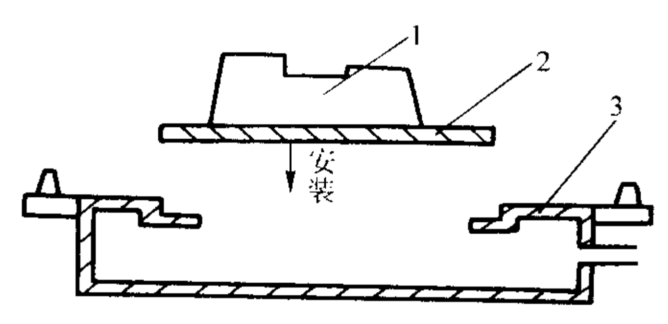


图 5.15-10 通用抽气模板装配示意图
1—模样；2—模样装配板；3—通用抽气模板

总之模样的工艺性、成形性对 V 法生产的效率，经济效益有重要影响，所以正确选择模样结构是一个重要环节。

（2）浇注工艺

V 法造型时铸件的浇注温度与浇注工艺的选择与一般型砂铸造的浇注工艺相同。

浇注温度高，故然对铸件成形有利，但缩松倾向大，且结晶晶粒粗大，一定程度上降低了铸件的力学性能。因此，V 法造型铸件的凝固冷却过程应尽量保证顺序凝固，力求较快地冷却。使铸件在结晶凝固过程中得到较细的晶粒组织。V 法造型的浇注温度对铸件的表面质量与内在质量有很大的影响。生产实践中主要依据以下两方面确定浇注温度。

1）根据铸件的模数，一般模数低可选择较高的浇注温度。生产中模数 $M=0.36$ cm，浇注温度选择 1 240℃；模数 $M=0.29$ cm 的浇注温度选择 1 280℃。

2）根据铸件生产过程中的砂铁比。一般砂铁比大的可以考虑较高的浇注温度。生产中砂铁比在 6.5～7 之间的浇注温度选择 1 280～1 310℃之间；砂铁比在 4～4.5 之间的浇注温度在 1 200～1 220℃之间。

3）根据铸件是否加工来确定，非加工件的浇注温度一般低于加工件。

（3）保温与保压

V 法造型的保压有两个概念：①从浇注结束开始到关闭负压的时间。②负压度大小。保温是指撤除负压到铸件开箱落砂这一时间段。

在 V 法铸型中砂粒之间大多以点与点的状态相接触，水分很少且空气稀薄，故热扩散效率低；而在普通造型方法中砂粒之间有水、空气、煤粉、黏土等附加物，有助于砂粒之间的热传递，这也是 V 法造型中铸件的金属凝固时间长的一个原因。

V 法造型铸造工艺中保压保温时间的确定对铸件生产是至关重要的，如果此数据选择不当将导致铸件胀砂、尺寸偏离等缺陷。

保压保温时间的确定原则为：

1）铸型负压度的选择。所谓负压度包括负压度大小和抽气速度，V 法造型使用的是松散的干砂，保持铸型有足够的强度和刚度，是铸件有效成形的前提条件。一般在常规产品的 V 法造型负压度大于 0.04 MPa 时，可以保证该铸型的强度要求。

2）保压时间应根据金属的结晶特性，确定其时间长短，但实际生产中主要依据铸件重量和铸件形状来确定。

3）保温时间是 V 法铸型不同于其它铸造方法的一个方面，原则上越长越好，但这不符合生产周期与工装周转的要求，因此实际中以铸件开箱后温度在 700℃左右作适当调整。

（4）浇注系统

V 法造型的浇注系统与其它造型方法的浇注系统一样是引导金属液进入铸型的一系列通道的总称，是铸型充填系统中一个组成部分。其基本组元有浇口杯、直浇道、直浇道窝、横浇道和内浇道，其中浇口杯是一种通用的附件。

V 法造型浇注系统设计的一般原则为：

1）保证足够的充型速度。为防止铸型的坍塌，一般的铸件要求在 40～120 s 内充型完毕，这是一个安全时间。V 法中充型时间超过 180 s，铸型坍塌的几率将达 90%。

2）浇注系统各组元截面积比例关系。为保证型腔内液面的平稳上升及防止金属液对型腔塑料薄膜的喷射冲刷，宜采用半封闭式浇注系统，其浇道截面面积比例为 $A_{内}:A_{横}:A_{直}=1:(1.5\sim2):(1\sim1.3)$。

3）V 法造型的浇注系统。适宜采用底注式，内浇道开设在型腔的底侧，要求浇注时金属液的冲击高度不超过 200 mm，这样能平稳充型，避免冲击、飞溅和氧化以及由此形成的铸件缺陷。

4）V 法造型一般生产大件产品时，使用长方形的浇口盆，能起到初次撇渣和控制流速、均匀供给金属液的作用。

5）直浇道的设计要保证金属液克服沿程的各种阻力，直浇道的锥度一般在 1:25 左右。

6）V 法造型横浇道一般应开在分型面处。

7）V 法造型浇注应连续注入，因为浇道被金属液一次流过塑料薄膜即烧掉，型砂露出，当再次注入金属液时就可能将砂冲进铸型。

（5）V 法造型工艺设计中应注意的问题

V 法造型工艺的设计应充分分析铸型成形特点，塑料薄膜的成形性及模样结构的成形条件等，其塑料簿膜应选用成形性好、伸长率高、方向性小、加热软化温度范围大、烧失时间长，要求覆膜效果匀整服帖、无皱褶、无破损。V 法造型工艺相对其它铸造方法有以下特点：

1）只适用于两箱造型，且 V 法砂箱是一种定型工装。

2）起模斜度可以较小，一般在 1/100～1/80 之间就能满足生产。

3）铸型对铸件收缩的制约小于其他铸造方法。

4）要特别注意铸型的通气性，因为

① V 法铸型是用塑料薄膜覆盖的，浇注初期铸型没有通气性，因此应设置出气孔将型腔内存在的空气和塑料膜燃烧产生的气体向外排出。

② 浇注中铸型表面的薄膜渐渐消失，型腔内的空气及产生的气体都有可能被型砂吸收，这时若无通气孔型腔将处于减压状态与型砂内的压力趋于相等，铸型的形状将得不到

保持而崩溃，所以V法铸型上通气孔的作用极大，重要部位务必设置通气孔（此处的通气孔常以冒口形式存在）。

③ 通气道形状和普通砂型的出气冒口相似，其单个断面积通常大于或等于内浇道总面积的一半，形状以圆形居多。

④ 通气道的位置不当会造成坍塌或使铸件局部轮廓不清晰，其位置一般开在最高处或次高处。

5）砂芯的排气　在V法造型铸型中，由于金属液把芯头附近的薄膜烧失，砂芯产生的气体通过铸型并由真空泵抽走，所以砂芯中的压力低于大气压，这有利于防止气孔缺陷。因此V法不设置砂芯的排气道，避免外界的气体由排气道进入铸型内，降低了真空度。

6）铸型的收缩　由V法造型的原理知道，铸型是在内外气体压力差的作用下而紧实。在紧实过程中铸型和模样之间产生间隙，一般型腔尺寸比模样扩大约0.5～1 mm，要想得到高精度的铸件，应考虑铸型的收缩，收缩量应根据实际生产经验而定。

铸型抽气前，加大振实量和延长振动时间有助于减少铸型的收缩，但达到一定的紧度后，振动的作用就不明显。

为了消除由于铸型收缩在分型面处出现的披缝，在模板上放置下框的位置加放橡胶垫，厚度可在2～5 mm，这样铸型的分型面就高出分箱面，合型时上、下箱凸出的砂面相接触，清除了披缝，防止了跑火。为了保证型腔尺寸。建议应用模样“分型负数”即将模样尺寸减去收缩量。

5 涂料

V法造型是在负压状态下浇注，易发生金属对砂型的渗透。为此，要求通过铸型表面的涂料提高铸型表面的安定性，替代浇注过程中被烧掉的塑料薄膜，起到防止铸件粘砂的作用。

涂料的性能要求不渗透薄膜，对薄膜的附着性好，能迅速干燥，形成致密而强固的膜，不出现剥离和开裂。因此对V法用涂料有以下性能要求（见表5.15-1）。

表5.15-1　涂料的性能要求

性能	密度 /g·cm^{-3}	pH	黏度（ϕ6流杯）/s	悬浮性/%	发气量 /mL·g^{-1}	外观
数值	1.30～1.50	7～8	≥18	≥90	≤120	膏状

注：1. 悬浮性采用具塞量筒法测定，将涂料搅拌均匀缓慢地倾入具塞量筒内直到100 cm静置8h观察沉降情况，以下部沉降物的体积占总体积的百分数作为悬浮率。

2. 黏度采用ϕ6×100 cm黏度杯及秒表测定。

3. 发气性利用SFL型型砂发气性测定仪测定方法，即将待测涂料在150℃烘烤60 min，在研钵内研磨成粉末，利用分析天平称量0.5 g±0.01 g样品，在1 000℃进行测量。

1）合适的涂层厚度　涂料要适合喷涂且一次涂敷达到适当的厚度，一般要求涂料层厚度在1～1.5 mm之间。

2）好的悬浮稳定性　配制好的涂料在储放和使用过程中，一定时间内不发生沉淀和分层，以8 h悬浮率不小于95%（体积分数）。

3）黏结性　V法造型用涂料必须粘附在“EVA”（乙烯-乙酸乙烯共聚物）塑料薄膜上，一般选用酚醛树脂，松香或其组成的复合粘结剂。

4）载体　载体一般可采用乙醇、甲醇或异丙醇，从作业的安全性和效率方面考虑，溶剂一般采用乙醇含量（质量分数）大于95%的工业酒精，其沸点为70℃，密度为0.80 g/cm^3，闪点为12℃。

5）具有足够的耐急热性和高温稳定性，能经受高温剧热时的热应力作用，涂层不开裂、不剥离。

6）耐火骨料　耐火骨料是涂料的主体，在涂料中质量分数通常大于50%，其骨料一般选用石墨粉、硅石粉、锆英粉等。

6 型砂

真空造型型砂的选择标准与其他造型法的要求不同。V法造型浇注过程中塑料薄膜的燃烧分解物大部分在砂型表面重新凝结形成壳层，产生的气体较少；且整个过程在对铸型抽气，故选择较细的型砂也不存在透气性不足的问题，反却可以获得良好的铸件表面。

V法造型用砂必须有良好的充填性，砂的充填密度直接影响到铸型强度，对铸件质量有很大的影响。充填密度低者铸型强度弱，铸件易出现毛刺、夹砂、冲砂等缺陷。同时要求原砂的SiO_2高些，因杂物多容易引起化学黏砂。

砂的种类可使用硅砂、锆砂等。可按金属材质和对铸件性能的要求选择合适的种类。一般使用便宜而资源广泛的硅砂。粒度一般选用70/140筛号，或更细的水洗砂，颗粒形状为“□-○”砂粒的集中度应≥85%，粒度不同的砂混合使用，在向砂箱充填砂时会形成砂粒度的偏析，而使铸件表面出现脉纹状，甚至产生机械黏砂。

V法造型用砂的水分应严格控制，如果水的质量分数大于0.5%就将严重防碍砂的充填性能，在实际生产中投入砂箱中型砂仅是大致上充填好了，实际充填密度并不充分，施加若干振动可以提高铸型的充填密度。充填密度高时，铸型的强度、硬度都增加，充填密度低时铸型的尺寸精度差，得出的铸件尺寸精度也差。

7 塑料薄膜

V法造型使用的塑料薄膜应满足以下要求：价格适中，有足够的强度和伸长率，质量稳定，残留的薄膜容易处理，燃烧时发气量少，不污染环境。薄膜分为铸型内表面用的面膜和铸型背面用的背膜。面膜必须伸长性好，方向性小，对加热温度不敏感，能满足复杂形状成形的要求。

材料不同伸长率不同，而且各种薄膜在纵向和横向的伸长率不同。同一薄膜纵向和横向伸长率的差值就是该薄膜的方向性。实际生产中经常使用厚薄膜来弥补伸长性的不足，但这不仅增加了成本，而且浇注时发气量大，对铸件有不良影响。为此，薄膜在能满足使用要求时，应尽量选用薄的塑料薄膜，通常采用的EVA塑料薄膜厚度在0.05～0.2 mm之间，其性能见表5.15-2。

成形时薄膜的完全塑性变形是避免铸造缺陷、提高铸件表面质量的一个重要因素。成形后若残留有弹性，则浇注时会使薄膜的灼破处迅速扩大，使较大的砂面裸露出来，容易造成塌箱、铸件夹砂或边角轮廓不清等缺陷。

表5.15-2　EVA塑料膜的性能

项目		性能
醋酸乙烯质量分数/%		14～19
密度/g·cm^{-3}		0.93～0.94
闪烁软化点/℃		64～70
破断强度/MPa	横向	20.1～25.0
	纵向	19.7～26.0
破断伸长率/%	横向	523～874.2
	纵向	587.8～825.4
塑性变形率/%		80～90

编写：解明国（合肥铸锻厂）

参考文献

1 中国机械工程学会铸造专业学会编．铸造手册：第6卷 特种铸造．第2版．北京：机械工业出版社出版，2003

2 中国铸造协会编．熔模铸造手册．北京：机械工业出版社出版．2000

3 ICI. Investment Casting Handbook. U.S.A. ICI.1997

4 姜不居．熔模铸造的现状和未来．特种铸造及有色合金，1998（4）：18～22

5 骆灼旋．压铸技术的现状及展望．特种铸造及有色合金，1998（4）：23～27

6 唐多光．21世纪低压铸造技术的展望．特种铸造及有色合金，1998（4）：28～31

7 齐丕骧．面向21世纪的挤压铸造．特种铸造及有色合金，1998（4）：32～36

8 黄乃瑜等．面向21世纪的消失模铸造技术．特种铸造及有色合金，1998（4）：37～40

9 Michael Lessiter J. Today's Lost Foam Technology Differs from Yesteryear. Modern Casting，1997（4）：32～35

10 航空制造工程手册总编委会编．航空制造工程手册：特种铸造．北京：航空工业出版社，1994

11 谭德睿，陈美怡主编．艺术铸造．上海：上海交通大学出版社，1996

12 崔战良，姜不居等．快速金属模具的陶瓷型铸造工艺．特种铸造及有色合金．1999（2）：20～24

13 姜不居，闫双景等．快速金属模具制造．特种铸造及有色合金，1999（1）：44～47

14 中国铸造协会编．熔模铸造手册．北京：机械工业出版社出版，2000

15 Nevill Swanson. World Markets for Investment Casting Industry Outlined at Institute Annual Meeting in Orlando. INCAST，1999（1.2）：18～20

16 Lu Zhigang，Zhou Zeheng，Jiang Buju. Investment Casting Industry in China Continues to Grow，Especially in Aerospace Steam Turbine and Commercial Markets. INCAST，2003（1）：21～33

17 中国铸造协会精密铸造分会编．熔模铸造（Ⅰ）工艺守则．1998－10－01实施

18 中国铸造协会精密铸造分会编．熔模铸造（Ⅱ）工艺守则．1998－10－01实施

19 姜不居，吕志刚，周泽衡．在调整中求发展——中国精铸的今天和明天．中国铸造协会精密铸造分会：第八届年会论文集．广州：2003.11.19～21，1～7

20 张锡平，姜不居等．熔模铸造用硅溶胶粘结剂综述．特种铸造及有色合金，2002（2）：39～41

21 William O. Roberts. Unexpected Binder Particle Size Effects in Ludox® SK Slurries. 46th Annual Techeical Meeting on Investment Casting. Orlando，USA. 1998 9：1～9：9

22 吕志刚，闫双景，姜不居等．新型快干硅溶胶及其制壳工艺研究．中国铸造协会精密铸造分会．第八届年会论文集．广州：2003.11.19～21，113～118

23 陈国桢，肖柯则，姜不居．铸件缺陷和对策．北京：机械工业出版社，1996

24 姜不居等．熔模精密铸造．北京：机械工业出版社，2004

25 Chris A. Fischer，et al. Zircon Refractory Material for the Investment Casting Industry some Myths and Facts. 48th Annual Technical meeting on Investment Casting. Dallas，U.S.A.2000，18：1～18：6

26 Jerry D. Snow，D.H. Scott. Comparison of Fused Silica and Alumino－Silicate Refractory Products in Water－Based Binder Shell Systems. 48th Annual Technical Meeting on Investment Casting. Dallas，U.S.A.2000，17：1～17：16

27 William O. Roberts. Studies Show Ludox® SK－R Effective as Ethyl Silicate Replacement. INCAST，April'1996：12～15

28 Albert T. Bozzo Remasol® ADBOND® SP－3301 and LP－3301 Binders. 48th Annual Technical Meeting on Investment Casting. Dallas，U.S.A.2000，16：1～16：9

29 Eliot S. Lassow，David L. Squier，Julie A. Faison. Erbia－Bearing Core. United States Patent，5977007，Nov.2，1999

30 陈荣章．单晶高温合金发展现状．材料工程，1995（8）：3～12

31 师昌绪，陆达，荣科主编．中国高温合金四十年．北京：中国科学技术出版社，1996

32 殷克勤．我国航空涡轮高温材料及工艺进展．材料工程，1997（9）：3～5

33 夏明仁，张勇．单晶叶片高强度薄壁壳型研究．材料工程，1997（9）：15～17

34 曹腊梅，杨耀武，才广慧等．单晶叶片用氧化铝基陶瓷型芯 AC－1．材料工程，1997（9）：21～23

35 李嘉荣．凝固过程数值模拟技术在单晶叶片铸造中的应用．航空制造工程，1998（2）：14～15

36 陈荣章．北京航空材料研究院铸造高温合金及工艺发展40年．材料工程，1998（10）：3～10

37 胡汉起主编．金属凝固原理．第2版．北京：机械工业出版社，2000

38 黄乾尧，李汉康等编著．高温合金．北京：冶金工业出版社，2000

39 Konter M，Kats E，Hormann N. A Novel Casting Process for Single Crystal Gas Turbine Components. See：Edited by Pollock T M，Kissinger R D，Bowman R R，Green K A，McLean M，Olson S and Schirra J J. Superalloys 2000. TMS，2000

40 Lohmller A，Eber W，Grobmann J，et al. Improved Quality and Economice of Investment Castings by Liquid Metal Cooling－The Selection of Cooling Media. See：Edited by Pollock T M，Kissinger R D，Bowman R R，et al. Superalloys 2000. TMS，2000

41 Jiarong LI，Shizhong LIU and Zhengang ZHONG. Solidification Simulation of Single Crystal Investment Castings. Journal of Materials Science &Technology，2002，18（4）：315～318

42 中国机械工业学会铸造分会．铸造手册：第3卷，铸造非铁合金．第2版．北京：机械工业出版社，2002

43 Jiarong LI，Shizhong LIU，Hailong YUAN，Zhengang ZHONG. Solidification Simulation of Investment Castings of Single Crystal Hollow Turbine Blade. Journal of Materials Science & Technology，2003，19（6）：532～534

44 谭德睿，陈美怡主编．艺术铸造．上海：上海交通大学出版社，1996

45 崔战良，姜不居等．快速金属模具的陶瓷型铸造工艺．特种铸造及有色合金，1999（2）：20～24
46 姜不居，闫双景等．快速金属模具制造．特种铸造及有色合金，1999（1）：44～47
47 Jiang Buju. Study on Process of Producing Rapid Metal Dies. Progress in Rapid Prototyping Manufacturing and Rapid Tooling. In: ICRPM ' 98. Beijing. 1998. 398～403
48 Robert N. Rapid Prototyping Techniques to Produce Net－Shape Investment Cast Tooling. 9th World conference on Investment Casting, San Francisco. U.S.A.1996: 18:1～18:7
49 Paul F. Rapid Tooling. INCAST, 1995（7）：8～9
50 黄乃瑜．消失模铸造及其质量控制．武汉：华中科技大学出版社．2004
51 陶杰主编．消失模铸造方法与技术．江苏科学技术出版社，2003
52 叶升平，罗吉荣，黄乃瑜．实型铸造制模技术．武汉：华中科技大学出版社，1996
53 黄乃瑜．中国模具设计大典：第5卷，铸造工艺装备与压铸模设计．南昌：江西科学技术出版社，2003
54 杨军生．干砂消失模铸造铝合金充型特性研究：［工学博士学位论文］．北京：清华大学，1995
55 王忠柯．气化模铸钢件增碳的形成机理及防止措施：［工学博士学位论文］．武汉：华中理工大学，1997.
56 吴志超．负压干砂消失模铸造铸铁件充型与凝固特性的基础研究：［工学博士学位论文］．武汉：华中理工大学，1998
57 孙万良．消失模铸造铸件涂料研究：［博士学位论文］武汉：华中理工大学，1999
58 吴国华．消失模铸造铝合金针孔研究：［博士学位论文］武汉：华中理工大学，2000
59 杨家宽．消失模热解特性及其废气净化的研究：［工学博士学位论文］：武汉：华中理工大学，1999
60 顾国涛．铸造手册：第4卷，造型材料．北京：机械工业出版社，2002
61 铸造工程师手册编委会编．铸造工程师手册．北京：机械工业出版社，1997
62 王海东．永久型保温冒口在金属型铸造小型铝铸件上应用．铸造，2001（12）：759～760
63 唐骥．我国铸铁件金属型铸造概况与发展趋势．铸造，2000，No.9：516～517
64 张士林，任颂赞主编．简明铝合金手册．上海：上海科学技术文献出版社，2002
65 侯增寿等编．金属热加工实用手册．北京：机械工业出版社，1996
66 陈金城．压铸浇口技术及其发展 $P-Q^2$ 图（下）．特种铸造及有色合金，1995（5）：23～32
67 杨裕国主编．压铸工艺与模具设计．北京：机械工业出版社，1996
68 李仁杰主编．压力铸造技术．北京：国防工业出版社，1997
69 陈国祯，肖柯则，姜不居编．铸造缺陷和对策手册．北京：机械工业出版社，1996
70 孙保纯著．现代压铸技术．沈阳：东北大学出版社，1997
71 潘元曾主编．阿朱颜模设计手册．第2版．北京：机械工业出版社，1999
72 许发越主编．实用模具设计与制造手册．北京：机械工业出版社，2001
73 刘正等著．镁基轻质合金理论基础及其应用．北京：机械工业出版社，2002
74 韩宝刚．压铸水基涂料的应用与发展．见：李荣德主编．第二届中国国际压铸会议论文集．沈阳：东北大学出版社，2000：30～33
75 宋会中等．压铸涂料热态润湿性的研究．见：李荣德主编．第二届中国国际压铸会议论文集．沈阳：东北大学出版社，2000：226～229
76 褚忠等．压铸模浇注系统CAD研究与开发．见：李荣德主编．第二届中国国际压铸会议论文集．沈阳：东北大学出版社，2000：310～313
77 李荣德等．合金元素在压铸合金和的作用及研究现状．特种铸造及有色合金．2004（1）：18～21
78 上海市铸造协会编．简明铸工手册．北京：机械工业出版社，1999
79 董秀琦．低压及差压铸造理论与实践．北京：机械工业出版社，2003
80 何素荣．砂型低压铸造大型铝铸件．铸造技术．1996（4）：20～22
81 罗继相等．铝合金挤压铸造技术的研究与应用．铸造，2002（8）：464～469
82 王宁等．硅藻土涂料在挤压铸造工艺中的应用．特种铸造及有色合金，2001（增刊）：131～133
83 罗继相．间接挤压铸造模具设计特点及研究．特种铸造及有色合金，2001（增刊）：113～115
84 符寒充．等高速钢挤压铸造工艺的研究和应用．特殊钢，2001（6）：7～9
85 于海朋等．冲头式挤压铸造工艺参数ZA27合金力学性能的影响．特种铸造及有色合金，1999（3）：30～32
86 M. R. Chomashchi, et al.. Squeeze casting an overview. Journal of Matterials Processing Technology, 2000, 101: 1～9
87 刘建伟，郝社平，张光国．美国康明斯B系列柴油发动机奥贝球铁齿轮的研究应用．现代铸铁，1999（3）：73～76
88 Yurg S. Lerner, Gary S. Griffn. Developments in Continuous Casting of Gray and Gray and Ductile Iron. Modern Casting, 1997, November: 41～44
89 何奖爱等．碳钢——高铬铸铁离心铸造钻井泵缸套的研究．石油机械，2000（3）：12～14
90 符寒光，刘金海．离心铸造高速钢双金属辊环．特种铸造及有色合金，1999（5）：31～33
91 张涛等．H型钢轧机水平辊复合辊套的离心铸造．铸造，1996（8）：37～38
92 乔风岐等．离心铸球工艺研究．特种铸造及有色合金，1998（2）：20～23
93 林寒柏，李邦淑等．离心铸件壁厚的微机控制．特种铸造及有色合金，1996（3）：14～16
94 陈刚，佟铭铎．离心铸造ZA27合金铝偏析的控制．特种铸造及有色合金，1997（5）：49～50
95 罗尊，罗鹰．湿砂型冷模法金属型离心铸管生产与技术．铸造，2003（5）：361～363
96 佟铭铎．离心铸造耐热钢镁罐筒浇注参数．铸造，1998（2）：33～34
97 佟铭铎等．离心铸造机电机功率计算．中国铸机，1995（3）：28～29
98 白云龙．离心复合大断面球墨铸铁工作辊的研制．特种铸造及有色合金，2001（1）：26～27
99 姚三九．双金属滚筒离心铸造．特种铸造及有色合金，2002（2）：44～45
100 佟铭铎．离心铸造合金钢管缺陷分析．特种铸造及有

B2

色合金，1996（1）：42～43
101 Annavarapu S and Doherty R D. Inhibited Coarsening of Solid－Liquid Microstructures in Spray Casting at High Volume Fractions of solid. Act Metall Mater，1995，43（8）：3207～3230
102 Blais S，Loue W and Pluchon C. Structure Control by Electro-magnetic Stirring and Reheating at Semi－Solid State. In：Kirkwood D H and Kapranos P. Proc of the 4th Int. Conf. on Semi－Solid Processing of Alloys and Composites，University of Sheffield，England，June 19－21，1996. UK：Department of Engineering Materials，University of Sheffield，1996：187～192
103 Nussbaum A I. Semi－Solid Forming of Aluminum and Magnesium. Light Metal Age，1996 54（5～6）：6～22
104 朱鸣芳，苏华钦．半固态等温处理制备粒状组织ZA12合金的研究．铸造，1996（4）：1～5
105 Wang K K，Peng Hs，Wang N，et al. Method and Apparatus for Injection Molding of Semi－Solid Metals. US Patent 5501266，1996
106 Bergsma S C，Tolle M C，Kassner M E，et al. Semi－Solid Thermal Transformation of Al－Si Alloys and the Resulting Mechanical Properties. Mater Sci and Eng，1997，A237：24－34
107 Pan Y，Aoyama S，Liu Ch. Spherical Structure and Formation Conditions of Semi－Solid Al－Si－Mg Alloy. In：Sun GX，Yuan HY，Yao RB，Yan XY. Proc. of the 5th Asian Foundry Congress，Sept 23rd ～ 25th，1997，Nanjing，Southeast University Press：443～451
108 毛卫民，赵爱民，钟雪友．半固态金属成形应用的新进展与前景展望．特种铸造及有色合金，1998（6）：33～36
109 Sahm P R. SSM in Europe. In：Dardano C，Francisco M and Proud J. Proc. of the 5th Int. Conf. on Semi－Solid Processing of Alloys and Composites，Golden，Colorado，June 23－25，1998，Colorado School of Mines：xli－xlix
110 毛卫民，赵爱民，钟雪友等．非枝晶半固态ZL101合金的电磁搅拌及触变成形研究．铸造，1999（2）：5～8
111 张奎，张永忠，刘国均，等．半固态AlSi7Mg合金二次加热工艺与组织转变机制．金属学报，1999，35（2）：127～130
112 毛卫民，赵爱民，崔成林等．AlSi7Mg合金半固态连铸坯料和组织形成研究．金属学报，2000 36（5）：539～544
113 崔成林，毛卫民，赵爱民等．感应加热对半固态AlSi7Mg合金连铸坯温度场和组织的影响．中国有色金属学报，2000，10（6）：809～814
114 Kaufmann H，Wabusseg H and Uggowitzer P J. Metallurgical and Processing Aspects of the NRC Semi－Solid Casting Technology. Aluminium，2000（76）：70～75
115 Brusethaug S and Vole J. Manufacturing of Feedstock for Semi－Solid Processing by Chemical Grain Refinement. In：Chiarmetta G L，Rosso M，the 6th Int. Conf. on Semi－Solid Processing of Alloys and Composites，Turin，Italy，Sept 27～29，2000. Italy：Materials Science and Chemical Engineering Department，Polytecnico DI Torino：451～456
116 崔成林，毛卫民，李述刚等．非枝晶AlSi7Mg合金半固态触变成形研究．材料科学与工艺，2001，9（2）：122～125
117 Mao Weimin，Cui Chenglin，Zhao Aimin，et al. Effect of Pouring Process on the Microstructures of Semi－Solid $AlSi_7Mg$ alloy. J Mater Sci & tech，2001，17（6）：615～619
118 Apelian D. Semi－Solid Processing Routes and Microstructure Evolution. in Tsutsui Y，Kiuchi M and Ichikawa K. Proc. of the 7th Int. Conf. on Semi－Solid Processing of Alloys and Composites，Tuskuba Japan，Sept 25th－27th，2002，National Institute of Advanced Industrial Science and Technology，Japan Society for Technology of Plasticity：25～30
119 毛卫民，赵爱民，云东等．1Cr18Ni9Ti不锈钢半固态浆料的制备和轧制．金属学报，2003，39（10）：1071～1075
120 Mao Weimin，Zhao Aimin，Yun Dong，et al. Slurry Preparation and Rolling of Semi－Solid 60Si2Mn Spring Steel. J Mater Sci & Technol，2003，19（6）：613～616
121 王运赣．快速成型技术．武汉：华中理工大学出版社，1999
122 林泉，白培康，朱江淼．快速成型与快速制造技术．北京：国防工业出版社，2003
123 王秀峰，罗宏杰编．快速原型制造技术．北京：中国轻工业出版社，2001
124 卢清萍．快速原型制造技术．北京：高等教育出版社，2001
125 王广春，赵国群．快速成型与快速模具制造技术及其应用．北京：机械工业出版社，2004
126 程晓民，孟繁琴．基于RP的快速模具制造技术及工艺．佳木斯大学学报（自然科学版），2003（4）：434～438
127 赵光庆，张训纯，王川竹等．现代快速经济制造模具技术．模具工业，2000（3）：3～7
128 樊自田，黄乃瑜．选择性激光烧结覆膜砂铸型（芯）的固化机理．华中科技大学学报，2001（4）：60～62
129 樊自田，黄乃瑜，宋象军等．提高SLS覆膜砂铸型（芯）强度的措施．特种铸造及有色合金，1999（2）：1～4
130 王树杰，颜永年，杨伟东等．基于RP工艺的直接铸型制造方法探讨．机械科学与技术，2003（3）：461～464
131 丁浩，袁镇沪，卢秉恒等．基于光固化成型的功能零件无模具快速精密铸造工艺．西安交通大学学报，1998（12）：55～58
132 张晓达，董俊慧，王桂林等．基于RP技术陶瓷型精铸模具的应用与发展．铸造技术，2004（1）：15～16
133 沈其文，林国才，蔡星文．用快速成形纸质铸型浇注锡铋合金模具．特种铸造及有色合金，1998（1）：13～17
134 杨伟东．基于砂粒复合裹覆的无模铸造工艺的研究与实现：［博士学位论文］．北京：清华大学机械工程系，2003．6
135 叶原染．DSPC法——又一种快速原型成型技术．机电一体化，1996（6）：9～11
136 单忠德，梁剑江，袁达．基于快速原型的石膏型快速模具制造技术研究．模具工业，2001（10）：43～46
137 叶升平，吴志超，鄂文峰．基于快速原型的转移涂料法制作模具技术．特种铸造及有色合金，2001（5）：41～42
138 赖华清，李怀君，徐翔．快速成形技术及其在铸造用模制造方面的应用．铸造设备研究．2001（6）：42～47
139 崔战良，姜不居，闫双景．快速金属模具的陶瓷型铸造工艺．特种铸造及有色合金，1999（2）：20～24
140 王树杰．快速原型技术及其在铸造中的应用．铸造，

1998（4）：52～54
141 熊晓红，吴澄，史玉升．粉末烧结激光快速成形数字化制模技术及应用．铸造，2003（6）：405～407
142 吴志超，叶升平，鄂文峰等．涡轮壳铸件消失模发泡模具的快速制造．铸造，2000（12）：890～893
143 翟磊，徐丹，卢清萍等．无木模铸型制造技术及其工艺研究．铸造技术，2002（1）：37～39
144 冯淘，孙建民，宗贵升．用选择性激光烧结实现快速精密铸造．中国机械工程，1997，8（5）：21～23
145 中国机械工程学会铸造分会编．铸造手册：第5卷铸造工艺．第2版．北京：机械工业出版社，2003
146 陈琦，彭兆弟等．铸造技术问题对策．北京：机械工业出版社 2000

中 国 材 料 工 程 大 典
CHINA MATERIALS ENGINEERING CANON

第19卷 材料铸造成形工程（下）

第6篇

铸造成形CAD/CAE

主 编 熊守美

编 写 熊守美 荆 涛 许庆彦 康进武

审 稿 中国材料工程大典编委会

中国机械工程学会
中国材料研究学会
中国材料工程大典编委会

第1章　铸造工艺CAD

以计算机技术为代表的信息技术为铸造行业提供了一个好的开发、设计与制造平台。计算机技术在很大程度上改变了人们的工作和生活方式。从铸造生产来说，计算机所具有的高速计算、海量数据处理能力等特性显著地改变了铸造企业产品设计、工艺分析及生产制造的方式。出现了计算机辅助设计（CAD）、计算机辅助工程分析（CAE）、计算机辅助制造（CAM），以及整合了整个制造流程的计算机集成制造系统（CIMS）和并行工程（CE）等先进制造技术。这些先进制造技术在铸造领域得到了广泛应用，并成为铸造学科的技术前沿。

铸造工艺工装设计是根据铸造零件的结构特点、技术要求、生产批量和生产条件等，确定铸造方案和工艺参数，进行模具或模样设计、砂芯设计，芯盒设计，模板布置，绘制铸造工艺图及编制工艺卡等技术文件的工作。铸造工艺工装设计的好坏，对铸件质量、生产率和成本起着重要的作用。

计算机辅助铸造工艺工装设计，是将铸件模样、铸型材料、铸造合金热物性参数、凝固特性及数学模型输入计算机，根据不同的铸造生产情况和工艺要求计算出合理的浇冒口系统，利用凝固过程数值模拟技术对设计的工艺进行凝固过程数值分析，用计算机模拟铸件的凝固过程，预测温度场、凝固缺陷、液体金属流动场、微观组织、残余应力等物理量的分布和变化情况；然后利用计算机图像显示技术对凝固模拟计算结果作逼真的三维图像显示，对缺陷位置、缺陷大小、液体金属流动情况、微观组织情况和残余应力分布等进行预测。根据模拟计算的情况提出工艺改进措施，以便进行新一轮工艺设计优化、凝固过程数值模拟、工艺校核的工作。经过多次的优化，努力做到在工艺设计阶段就尽量避免可能会出现的铸造质量问题。随着以铸造工艺工装CAD和凝固过程数值模拟CAE为核心的计算机辅助铸造工程技术的逐渐成熟和实用化，其应用已经不仅局限于对成形铸件进行工艺分析和评判，研究人员已将其作为实现并行工程环境下产品虚拟制造成形的一项关键技术，同计算机辅助产品设计、计算机辅助加工工艺规划、计算机辅助制造集成在一起，实现CAD/CAE/CAM系统的集成应用。

1　铸造CAD技术发展

计算机辅助设计技术，同其他计算机技术一样已成为一门发展较快的高新技术，在社会经济的许多领域得到广泛的应用，并给国民经济建设带来了巨大的经济效益和社会效益。许多发达国家都把发展和应用CAD技术作为改造传统产业的一项重要内容。CAD技术是指工程技术人员以计算机为工具，用各自的专业知识，对产品进行总体设计、绘图、分析和编写技术文档等设计活动的总称。这里所说的铸造工艺CAD包括铸造工艺设计人员根据铸件零件图、技术要求、设计规范、设计图表等利用计算机系统对铸件进行的铸造工艺参数、浇冒口系统、模具或模样设计、模板布置、砂芯设计、芯盒设计、二维工艺图卡的生成等设计过程。在传统的铸造工艺设计中引入计算机进行辅助设计，利用计算机完成大部分的计算和绘图工作，使设计者从繁重而机械的绘图和计算中解脱出来，把更多的时间和精力用于进行更富创造性的核心工作。

铸造工艺CAD系统的功能主要包括以下内容：

1）铸造工艺方案的确定。包括浇注位置和分型面的确定，铸造和造型方法的确定，制芯方法的选择，以及砂箱中铸件数量的确定及其排列。

2）各种工艺参数的设计和确定。包括机械加工余量、拔模斜度、铸造收缩率、最小铸出孔等工艺参数的确定。

3）冒口系统设计。包括冒口和冒口颈的种类及形状、大小、安放位置等参数的设计、计算和校核。

4）浇注系统的设计计算。包括选择浇注系统的类型、各组元（内浇道、横浇道、直浇道、浇口杯、阻流片等）尺寸及相互间的安放位置关系。

5）砂芯设计。确定砂型形状及分盒面的选择，芯头的设计（芯头类型、芯头长度、芯头斜度和芯头间隙等）。

6）模板布置设计。在标准模板上布置铸件、浇冒口系统等各个组元的位置。

7）二维工艺图/卡生成模块。生成、绘制和输出二维铸造工艺图和铸造工艺卡。

8）工艺文档管理。包括铸件铸造工艺查询和管理等。

铸造工艺CAD系统框架图如图6.1-1所示。

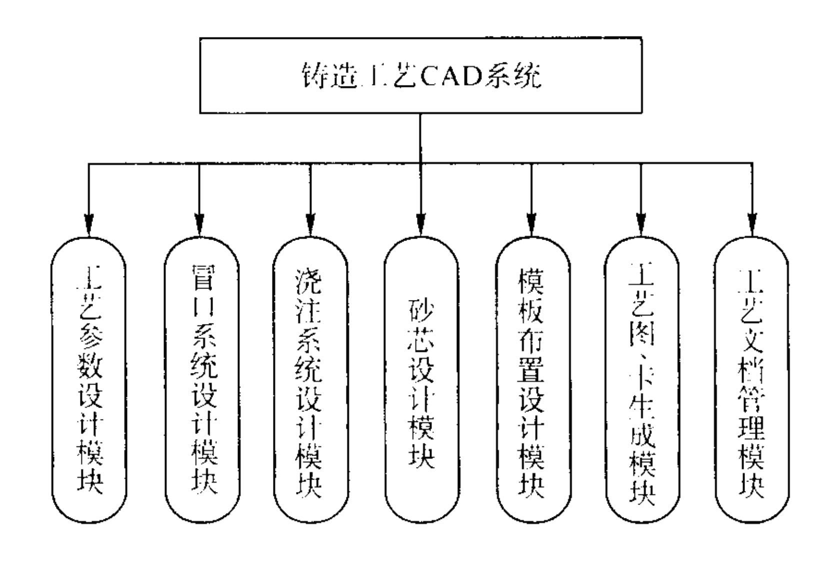


图6.1-1　铸造工艺CAD系统框架

铸造生产过程应用计算机辅助设计的主要目的是实现铸件生产的CAD/CAM。据美国统计，CAD/CAM世界市场由1985年的35亿美元增至1990年的114亿美元，年均增长20%以上，如此高速的发展情况源于CAD/CAM技术的应用，并引起了现代设计和制造技术的飞跃发展。CAD技术对缩短产品开发周期、增加产品品种、提高产品质量、提高产品在市场中竞争能力起到了重要的作用。随着计算机软硬件技术的迅速发展，计算机性能的大幅度提高，以及三维造型理论的不断完善，出现了许多成熟的三维CAD/CAE/CAM系统。铸造工艺CAD依托于这些成熟的三维平台，从二维铸造工艺CAD走向三维铸造工艺CAD。基于三维造型平台的铸造工艺CAD系统具有许多二维系统无法比拟的优点：设计人员可以直接在三维零件造型上进行铸造工艺设计，过程直观，计算准确；同时三维零件造型上几何信息完整，易于与铸造工艺CAE系统、铸造工装CAD/CAE系统衔接和实现数据共享，有利于铸造工艺CAD/CAE的集成化。三维铸造工艺CAD技术是当今铸造行业CAD主要的发展方向。

2　铸造CAD/CAE/CAM技术

现代制造工程的发展提出了合理化的产品设计和工艺设计，把产品设计与制造过程用CAD/CAE/CAM联系起来。这一概念的引入使得铸造工艺CAD由局部的模块转化为系统化的先进制造系统。在三维铸造工艺CAD技术的基础上，将铸造工艺CAE和铸造生产CAM集成于一体，形成铸造工艺CAD/CAE/CAM集成系统，实现了铸造业的CIMS（见图

6.1-2)。

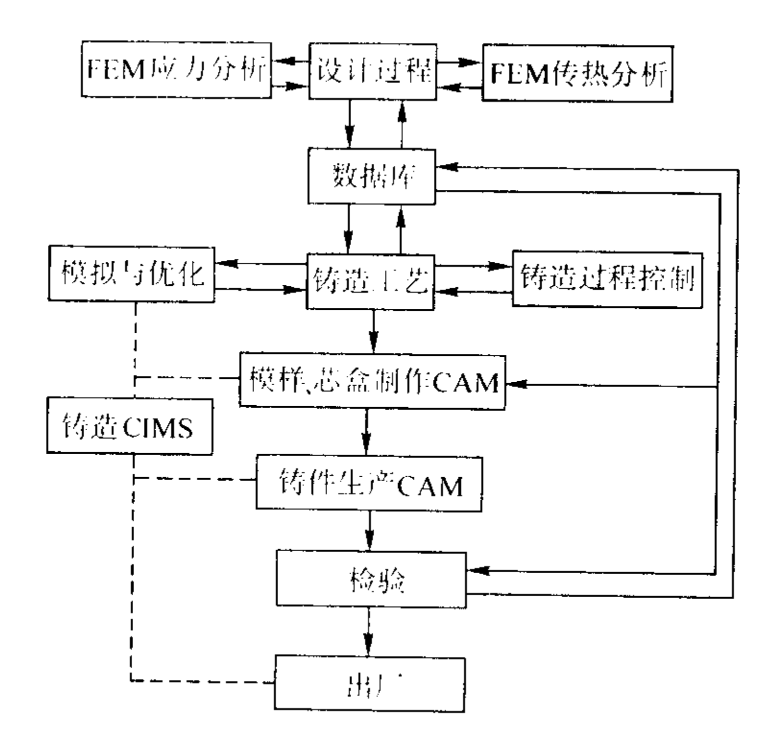


图 6.1-2 铸造 CIMS 技术流程图

一个典型的铸造工艺 CAD/CAE/CAM 系统的基本内容如下。

1) 接受订货。铸件生产厂家接受用户对产品的最基本和最新的数据和要求。接受订货时，生产厂家需要在很短的时间内对产品的整体成本，对制造设备和技术人员等各个方面的要求进行快速判断。

2) 工艺分析过程。根据三维实体造型，对铸件进行结构分析，铸件质量及模数计算，铸造工艺的初步设计，确定铸造方法和造型方法，确定浇注位置和分型面等重要工艺参数。

3) 铸造工艺 CAE。利用铸造工艺 CAE 系统对铸件的初步工艺设计进行凝固模拟分析、计算铸件的温度场、流场、应力场和微观组织等分布情况。凝固模拟的结果将指导进一步的铸造工艺设计。

4) 铸造工艺 CAD。根据 CAE 模拟结果，利用铸造 CAD 系统对铸件进行工艺设计，添加通用工艺参数，浇冒口系统设计等。

5) 模样，芯盒和模具设计。利用带有铸造工艺参数的三维铸件模型进行相应的模样、芯盒和模具的设计工作。

6) 模样，芯盒和模具加工。将完整的设计结果输送到模具加工车间，进行模样、芯盒和模具生产，最终完成铸造过程 CAM。

7) 铸件浇注和检验。在铸造工艺工装设计中，很少能够保证所设计制造的工装能够一次浇注就得到完全符合图样要求的铸件毛坯。通过试浇注对铸造工艺工装进行调试和修改是必需的。收集铸造生产过程中产生的数据和检验数据，供质量跟踪和指导进一步的铸件设计。

随着制造业向集成化、智能化和自动化方向发展，以产品为核心的各个计算机辅助设计子系统间进行有效的集成变得越来越重要。由此对产品数据交换提出了更高的要求，要求数据完整，传输可靠有效。CAD/CAE/CAM 系统间信息交换有三种方式：

1) 通过专有数据格式的文件交换产品信息，这种方式原理简单，易于实现，但当子系统较多时，接口程序增多，某一子系统产品数据格式稍作修改，将使所有与之有关的子系统接口程序发生改动，系统维护困难。这是 CAD/CAM 发展早期采用的方式。

2) 通过标准数据格式的文件交换产品信息，目的是减少和简化各个子系统间接口程序的编写。采用这一思想发展起来若干标准，如 IGES，SET 等。

3) 采用统一的产品数据模型，并采用统一的产品数据管理软件来管理产品数据。各个系统之间可以直接进行信息交换，而不是将产品信息转化为数据，再通过文件来交换。这大大地提高了系统的集成性。这种方式是 STEP 进行产品信息交换的基础。STEP 标准的目标是以中性格式概括出一个在产品生命周期内具有完整性与集成性的计算机化的产品模型所需信息，它不仅包括产品的几何信息，还包括非几何的诸如加工、装配，公差等信息。

CAD/CAE/CAM 技术广泛地应用到机械工程的设计、分析、制造各个阶段，并形成一个专门的机械 CAD/CAE/CAM 软件市场。机械 CAD/CAE/CAM 软件系统的发展经历了三个阶段。

第一代 CAD/CAE/CAM 软件系统开发于 20 世纪 60 年代后期，它是以图形学发展为基础而建立的应用技术系统，主要解决二维绘图和简单的数控加工，没有 CAE 功能。

第二代 CAD/CAE/CAM 软件系统开发于 20 世纪 70 年代，这一代是二、三维绘图和数据加工，线框、曲面及实体建模，有限元分析等多个数据库和分散数据结构的顺序设计过程系统。在第二代系统中最明显的特点是开发了 CAE 及其集成技术，采用了混合语言编码。但仍存在一些问题，诸如难以实现系统真正集成，修改困难，获取信息受限制，使用难度大，缺乏数据管理功能等。

第三代 CAD/CAE/CAM 软件系统是针对第二代软件系统存在的问题于 20 世纪 80 年代中后期开发的。这一代系统采用 C 或者 C++语言编码，使用单一数据和统一数据结构，使系统真正集成以及各系统间全关联并支持并行工程，提供产品数据管理 PDM 功能，获取信息完整，使用方便。

预计在本世纪，将有新一代的机械 CAD/CAE/CAM 集成系统 CAPE（Concurrent Art-to-Product Environment）得到广泛应用，CAPE 在第三代 CAD/CAE/CAM 的技术基础上，将在软件结构、建模器、面向对象开发工具等方面有新的突破。

如今 CAD/CAE/CAM 软件市场百花齐放，高端的系统主要有 UG、Pro/E、I-DEAS，这些系统功能齐全，操作方便；中端的 SolidEdge、SolidWork 相对于数量众多的中小型客户有很大的吸引力，曲面造型功能不及高端系统；低端的 Auto-CAD，CAD-KEY 等是以二维为主并逐渐向三维扩展的系统。随着计算机软硬件技术的发展，各种软件系统之间的差距将变得越来越小，整个市场的竞争也会越来越激烈。

目前，世界十大机械 CAD/CAE/CAM 软件系统：Applicon 公司的 Bravo 系统，Autodesk 公司的 AutoCAD 系统，Computervision 公司的 CADDS 系统，Dassault 公司的 Catia 系统，EDS 公司的 Unigraphics 系统，HP 公司的 PE 系统，Intergraph 公司的 I/EMS 系统，Matra Datavision 公司的 Euclid 系统，PTC 公司的 Pro/Engineer 系统以及 SDRC 公司的 I-DEAS 系统等几乎全部占领了国内 CAD/CAE/CAM 系统市场。这些软件系统从功能上区分，可划分为垂直型和水平型两种，垂直型软件以其在某些领域的应用比较深入而见长，这类软件以 Pro/Engineer 为代表；水平型软件以覆盖应用范围广而著称，这类软件主要以 UG，I-DEAS，CADDS 等系统为代表。这些软件系统的出现极大地促进了三维 CAD/CAE/CAM 技术在现代化生产中的应用。

3 铸造工艺基本设计过程

铸造生产是一个工艺流程长，工艺过程复杂，工艺影响因素较多的生产环节。铸件的生产过程，从零件图开始，一直到铸件成品检验合格入库为止，要经过多道工序；从铸造生产需要的各种原材料的准备，直到造型、制芯、合型、浇注、落砂及清理为止，需要科学地管理整个工艺和生产过程，有效地控制铸件的生产，确保铸件有很好的质量。铸造方法多种多样，其中也有许多共有的规律，这些规律就是进

行计算机辅助设计的基础：每个铸件在生产以前，都必须首先进行铸造工艺设计，而且都遵循类似的设计依据。铸造行业中一般使用“零件图样—工艺设计—工艺文件”这一传统的铸造工艺设计过程。传统的铸造工艺设计过程和内容包括：根据铸件要求、生产批量和生产条件，进行零件结构的铸造工艺性分析，造型方法选择，铸造工艺方案确定（即浇注位置，分型面的确定，砂箱中铸件数量的确定及其排列），工艺参数（包括铸件的尺寸公差，铸件的重量公差，机械加工余量，铸造收缩率，起模斜度，非加工壁厚的负余量，最小铸出孔及槽，工艺肋，反变形量等）的确定，芯盒设计，浇注系统设计，冒口设计，冷铁设计，铸造工艺图及工艺卡的绘制，模板、芯盒、砂箱以及其它相关工艺装备的设计。

铸造工艺及工装设计的一般步骤如下：

1）对零件图样进行审查和进行铸造工艺性分析。

2）选择铸造方法，造型方法，确定浇注位置和分型面，砂箱中铸件数目的确定。

3）确定铸造工艺方案。

4）绘制铸造工艺图，铸件图，填写工艺卡，绘制工艺装配图及各种铸造工艺装备图样。

在传统的铸造工艺及工装设计中，上面的步骤1～4的工作量是彼此相当的，而且步骤4占用了较大部分的设计量。利用基于三维的铸造工艺工装CAD进行设计工作，工艺设计人员可以把重心放在步骤1～3上，当步骤1～3的工作高质量地完成后，步骤4的工作很快就能够完成。而且利用单一数据库技术，当步骤1～3的设计情况发生改变时，步骤4能够同步改变，这样就能把设计人员从繁重的绘图和计算工作中解放出来，把更多的精力放在设计工作的核心方面。

4 三维铸造工艺CAD系统功能分析

三维铸造工艺CAD系统是以Pro/E为造型和开发平台，完成以通用工艺参数添加、浇冒口系统设计、模样设计、芯盒设计为主的铸造工艺设计全过程。一套三维铸造工艺CAD系统应具备以下几个基本功能。

（1）铸件的三维实体造型

三维实体造型功能是三维铸造工艺CAD主要的技术优势，零件的三维实体造型是三维铸造工艺设计的前提。三维铸造CAD系统不仅能够完成零件的三维实体造型，同时在三维实体造型的平台上，将铸造工艺工装CAD设计结果直接添加到铸件三维模型上。三维模型能够全面地反映零件的实体结构，CAD设计的三维模型和CAE以及CAM部分所采用的实体模型表示形式是一致的，可以对CAD部分的设计结果直接进行CAE凝固模拟计算；根据CAE计算分析的情况再对铸件的工艺工装CAD设计情况进行优化，最后将设计结果利用数控加工CAM技术完成模具和模样的生产制造。

（2）铸造工艺辅助设计

铸造工艺CAD是三维铸造CAD系统的核心内容，工艺设计质量的好坏是衡量CAD系统水平的主要标准。铸造工艺CAD具体包括：加工余量，起模斜度的添加，封死最小铸出孔，冒口系统设计，浇注系统设计，模板布置等工作。这些设计过程涉及到较多的计算和查表的操作，能够很好的利用计算机所具有的特点简化铸造工艺CAD设计过程。而且因为铸造工艺都是直接表现在三维铸件实体上，能够对设计结果进行凝固模拟数值分析，同时也可以将设计结果方便地转换为二维的文件格式。

（3）二维工艺图、卡的生成与输出

虽然三维CAD/CAE/CAM有二维设计所不能具有的特点；二维工艺图和工艺卡在实际生产中仍是不可或缺的。对工厂而言，将二维工艺卡和工艺图进行归档保存是一项重要的工作。从应用范围看，三维CAD实体更多地利用于需要数控加工的零件；同时，出于对加工成本的考虑，工厂对于一些能够通过普通机床进行加工的工艺装备都尽量不用数控机床加工，这时二维图样就显得必不可少了。

（4）工艺设计数据库管理

铸造工艺设计过程拥有许多繁杂的数学计算过程和大量的查表工作。在三维铸造工艺CAD系统设计中，需要通过建立、管理、维护、扩充工程数据库将这些繁杂的过程变得简单，同时也需要将工艺设计的具体工艺数据保存在数据库中。作为企业知识库的一部分，通过对这些数据的有效管理，结合企业实际生产中不断积累的经验，随着系统的进一步应用和在实际使用中的不断完善，最终就能形成企业自身有效的知识库，这些知识对于形成企业核心竞争力是很重要的。

5 基于三维几何造型的铸造工艺CAD系统

5.1 工艺设计三维造型的实现

三维铸造工艺CAD系统充分利用了三维造型平台的优点，所有的工艺设计都是在三维造型平台上进行的。在系统开发中，根据实体几何特征的不同将工艺设计的三维造型分为基本几何体的三维造型、用于标准件库系列的三维造型、复杂且不规则的三维造型三类；根据不同类型的造型特点，采用不同的处理方法。

1）基本几何体的三维造型　这类几何体的造型在Pro/E中属于基本造型操作，在造型和程序实现上都比较简单。主要考虑的问题是确定造型的各个特征值，这些特征值的确定一部分是根据铸件的实际尺寸等几何参数，另一部分需根据零件的技术参数，如精度等级，生产批量等参数。如：对于机械加工余量的添加，需要根据铸件最大尺寸、公称尺寸和精度等级等参数得到加工面的加工余量数值，然后通过铸件加工面的拉伸完成在铸件实体上的操作。

2）用于标准件库系列的三维造型　根据国标和厂标建立相应的标准件库可以充分利用计算机强大的存储和管理能力，将这些标准件建立成一批三维实体库，既有效保证工艺设计的规范性，同时也减轻了后续工艺设计的工作量。而且根据实际生产情况和需要，工艺设计人员可以对这些标准件作进一步的修改和维护，以保证标准件的使用和生产相符合。Pro/E所特有的单一数据库保证了相同型号的标准件在系统中是一致的。在铸造工艺CAD系统中，如冒口、浇注系统等组元的工艺设计大多采用相同类型不同尺寸规格的造型实体，这些组件在工厂里是以标准件的形式来使用的，把相关的实体系列做成标准件库能够提高设计速度。在同一标准系列的零件之间具有的造型特征都是一样的，不同的是特征的具体数值大小（如圆冒口标准件系列的主要特征就是圆柱体，不同冒口之间的差异就是底面的半径和高度数值的不同），在Pro/E环境里，若要在同一标准库的标准件之间进行替换等操作，能够容易地实现。

3）复杂且不规则的三维造型　这包括两种类型的造型，第一种类型是形状复杂很难用Pro/Toolkit所提供的函数实现造型设计，由于PTC所提供的Toolkit并没有包含Pro/E造型所涉及到的所有API函数，导致无法通过程序编写来实现相关的造型。第二种类型是三维实体的形状本身不复杂，但几何位置很难确定，有很多的灵活性，很难用统一的模式对它们进行定义。Pro/E中实体的相对位置在造型时是个很重要的特征因素，程序本身很难进行统一化的编程。基于上面提到的两种原因，对于复杂且不规则的三维造型，更多地利用Pro/E本身强大的造型和装配能力，通过人机交互的操作把新建实体部分与原有实体部分装配起来。

5.2 数据的操作与维护

在传统的铸造工艺设计中，设计人员需要根据数据手册并结合铸件的实际情况，通过大量的数据计算和查询工作，以完成铸造工艺设计；在铸造工艺CAD系统中通过计算机辅助设计人员完成数据计算以及数据的查询匹配任务。数据的操作与维护成为CAD系统开发过程中的重点之一。在系统设计中，根据铸件的基本工艺信息进行管理。铸造工艺工装设计中涉及到的数据，除了铸件的基本信息如零件名称、零件号、设计日期、设计者、合金材料和机器号外，还包括冒口类型、大小及标准件型号，冒口颈的类型、大小及标准件型号，冒口的关键模数，内浇道的面积以及截面尺寸，直浇道的截面积和标准件型号，阻流片的标准件型号，浇口杯的标准件型号等工艺参数。对数据的有序管理需要在清楚各个数据间的逻辑关系后，选择合适的数据库平台并设计合适的数据库结构来达到数据管理的目的。

5.3 友好的用户界面

应用软件的用户是广大工程设计人员，这些人员大多对计算机内部原理和程序设计不熟悉。人机操作界面是计算机与人交互的窗口，友好的用户界面对一个CAD/CAE系统至关重要。通过用户界面，用户不必去了解许多关于计算机硬件和软件方面的知识，只需要按屏幕提示便能方便地实现人与计算机之间的信息交换，完成产品设计。

一个友好的用户界面应满足以下几个方面的要求。

1）软件的设计规范和使用人员的习惯相吻合。对于这里涉及到的铸造工艺工装CAD/CAE系统，要保证该系统的设计规范与工艺设计人员的设计思路相吻合。比如，在设计浇注系统阻流截面的时候，设计人员都先根据铸件重量、铸件壁厚等先确定浇注时间；然后根据砂箱高度，铸件上型和下型的高度确定平均静压头；根据铸型种类和铸型阻力确定流量系数；等这些参数都已经确定下来后，再利用阿暂公式计算阻流截面面积。在程序中，需要按照这样的思路进行设计，使工艺设计人员在利用本系统进行设计时能够按照他们一贯的思路进行。

2）使用方便。所提供的用户界面应该方便用户使用，无需对用户作过多的专门训练工作。用户不必具有更多的计算机方面的专业知识和程序编制技术，只需要简单地了解有关的计算机操作方法，就能够使用计算机方便地进行产品设计工作。

3）减少记忆量。复杂的CAD系统包括大量的计算机命令和图标，一般操作人员容易忘记和记错。一个好的应用软件应能够让用户尽量少记各种操作规则。在程序设计中，可以将一些繁杂且不需要用户参与的设计过程包装起来以“批处理”的形式实现，使得操作对于用户变得简单。

4）可以容忍的响应时间。人与计算机对话应保证计算机具有可以容忍的响应时间。如果系统响应时间过长，就会影响工作效率。随着计算机硬件性能和软件性能的不断提高，这方面的要求变得较为容易实现。

5）灵活的提示信息。应用软件运行时，应能给出简单易懂的提示信息，使用户的工作能够顺利地进行。在用户对提示信息做出回答后，若回答有效，则指引用户进行下一步工作；否则，应能够指出错误原因及指导用户进行操作。

6）良好的工作方式。用户使用计算机进行设计时，应使其感到与计算机所进行的信息交换是十分自然的。

5.4 系统开发工具

系统开发使用ANSI C调用PTC提供的Pro/Toolkit模块。Pro/Toolkit是PTC提供的Pro/E二次开发接口函数，是PTC公司提供的一些C语言的头文件（*.h）。通过对Pro/Toolkit提供的一系列C接口函数的调用可对Pro/E进行不同的功能定制或者是嵌入第三方应用程序。从技术上说，Pro/E本身就是通过对这些特殊API函数编译而生成的。利用Pro/Toolkit对Pro/E进行二次开发能够使开发的系统保持Pro/E一贯的风格。

在开发中遇到的一个不可避免的困难是PTC为了保证其特有的技术优势，在其对外公布的Pro/Toolkit函数中，有一部分关键性基本函数没有涉及。在选用的Pro/E 2000i所提供的Pro/Toolkit模块中，PTC没有发布相关的数据库管理函数，必须使用C本身的数据库编程函数。同时Pro/Toolkit提供的用户界面设计函数比较单调，沿用了Pro/E一贯的瀑布式菜单设计，没有诸如设计对话框的函数。为了使开发的系统具有很好的用户界面和易于操作性，在系统开发中，使用了VB的界面开发功能和数据库管理功能，VB丰富的菜单开发功能和方便的数据库设计方法较好地弥补了Pro/Toolkit本身的不足。VB的可执行程序在ANSI C通过调用进程的方式得以运行，从应用效果看，两种不同开发方式的程序很好地结合起来。这里也突出了选用NT作为软件开发平台的一个优点：有丰富的第三方开发软件可以使用。

5.5 参数化设计技术

参数化设计是将设计要求、设计原则、设计方法和设计结果用灵活可变的参数来表示。设计过程中若要对设计结构进行修改，只需要对特征的参数进行修改即可。要实现参数化设计，不仅要将设计要求参数化，同时要将设计原则、方法和结果形式进行参数化。参数化设计技术是全相关和系列化设计的技术基础。

自从以PTC公司Pro/E为代表的基于特征造型的参数化设计系统问世以来，在此基础上进行机械设计的自动化已经变得切实可行。参数化设计技术是计算机辅助设计技术的一次巨大飞跃，目前先进的CAD软件大部分都实现了参数化。自20世纪80年代出现以来，参数化设计技术正处于不断发展和完善的时期，新的思想和方法还在不断出现。轮廓（Profile）、草绘（Sketching）、尺寸驱动（Dimension Drive）、变量驱动、设计合理性检查、动态导航、结果规划和机械原理设计是参数化设计的一些基本技术和思想。

1）用轮廓体现设计思想。轮廓由若干首尾相接的直线或曲线组成，用来表达实体模型的截面形状（Section）或扫描路径（Trajectory）。轮廓上的线段不能断开，错位或交叉。引入轮廓的概念保证系统中所有的线段，如直线、曲线等根据各自在实际中的关系而彼此存在。

2）尺寸驱动。计算机如何根据尺寸和约束正确地控制轮廓是参数化的一个关键技术。尺寸驱动是指当设计人员改变了轮廓尺寸数值大小时，轮廓将随之发生相应的变化，它把设计图形的直观性和设计尺寸的准确性有机地统一起来。如果设计人员明确了设计尺寸，计算机就把这个尺寸所体现的大小和位置信息直观地反馈给设计人员，设计人员可以迅速地发现不合理的尺寸。

3）变量驱动。驱动将所有的设计要素如尺寸、约束条件、工程计算条件等都视为设计变量，同时允许用户定义这些变量之间的关系式以及程序逻辑，从而使设计的自动化程度大大提高。

4）相互制约与合理性检查。所有的零件在装配中都不是孤立存在的。在参数化设计系统中，一个零件的尺寸可以用其它零件上的参数来驱动，以保证零件装配后自动具有相吻合的尺寸，减少人为的疏忽。在传统的人工设计过程中，尺寸不足和多余是很难避免的，合理性检查能帮助设计人员

正确地标注尺寸，过多和过少的尺寸都能被计算机发现并提示用户改正。

5）结构设计。在产品设计前，根据产品的设计要求，对产品的整个设计框架进行设计。主要是确定产品的一些关键参数，而不涉及产品的具体细节。在后续的设计中，产品的装配和零件设计可以引用结构规划中定义的参数，从总体保证设计的一致性。

5.6 基于实体的特征造型技术

特征造型（Feature Modeling）是实体造型方法的一个新发展方向，着眼于更好地表达产品完整的功能和管理信息，为建立产品的集成信息模型服务。特征包括了产品的定义信息、与产品设计和制造相关的技术，其中既有形状信息，也有非形状信息。一个产品的开发需要经历产品的设计、工艺过程设计、数控编程、制造、装配等过程，建立一个既能反映产品生命周期中各阶段数据要求，又反映各阶段数据关系的统一的产品模型是特征造型出现的客观要求。基于特征的实体模型是产品CAD/CAE/CAPP/CAM应用核心。

在基于特征的造型系统中，特征是构成零件的基本元素。特征是由一定拓扑关系的一组实体体素构成的特定形体，它还包括在形体之上的工程信息。一般说来，零件所具有的特征类型有：形体特征、装配特征、精度特征、材料特征、性能分析特征、补充特征等。图6.1-3是零件的特征分布图。

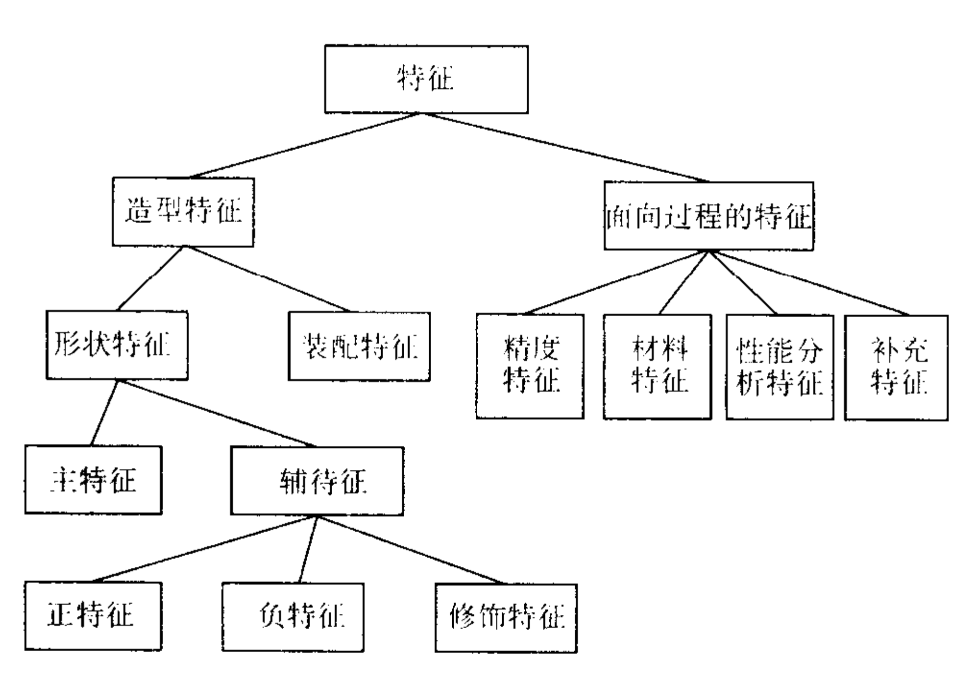


图6.1-3　零件特征分布图

在Pro/E系统中，各种类型的特征（如Datum Plane，Protrusion，Pipe，Shell，Cut等）都是由各自不同的特征树（Feature Tree）来定义的。建立特征的过程也就是建立特征树的过程。这样在用Pro/Toolkit来建立一个特征的时候，首先需要弄清楚的就是准备建立的特征所对应的特征树的详细结构，然后按照特征树的顺序逐步地对各个参数定义就可以了。此处的难点一是了解特征树的详细结构；二是对于特征树各个参数的定义使用的是PTC独有的一套数据类型，清楚PTC特有的这套数据类型及其相互间的关系是用Pro/Toolkit来建立特征的另一个难点。

以Pro/Toolkit建立一个Offset Datum Plane特征来说明基于特征的建模方法。Offset Datum Plane是一种参考面，它是通过对另一个平面（Plane，Surface）的平行偏移一定距离来建立的。

PTC对Offset Datum Plane特征的定义，也就是Offset Datum Plane的特征树如图6.1-4所示。从Offset Datum Plane的特征树可以看出利用Pro/Toolkit建立特征的过程和操作Pro/E建立特征的过程是相似的，因为Pro/E本身就是在Pro/Toolkit基础上编译实现的。

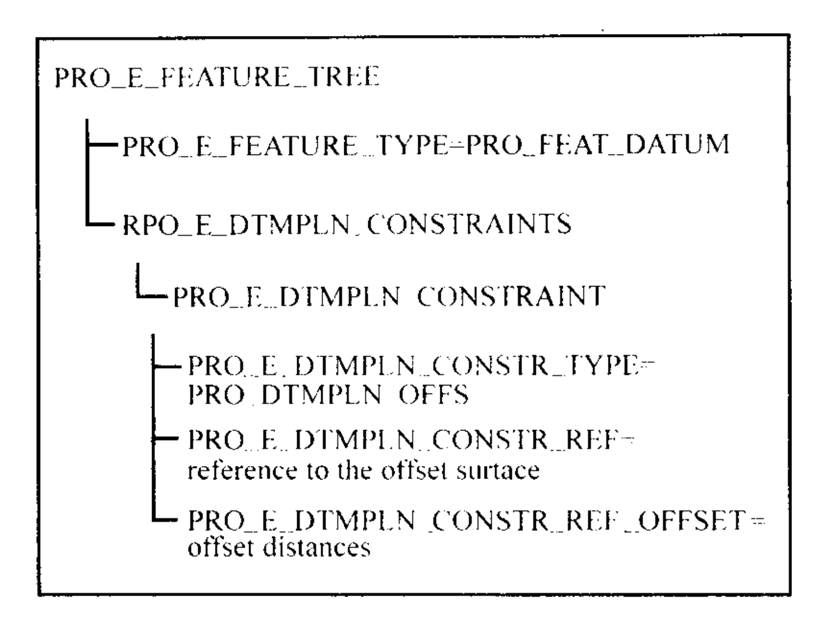


图6.1-4　Offset Datum Plane特征的特征树

5.7 工程数据库技术

铸造工艺CAD过程是一个信息分析、处理和传递的过程，它一般包括工艺设计各个阶段的一系列应用程序。这些程序在不同阶段需处理不同的数据，所涉及到的数据既有静态的又有动态的，数据量很大、数据类型也十分复杂。系统中不仅有常规的各种数据类型，还有各种复杂的结构类型如二维图形、三维图形、数据文件等。在这一过程中需要对大量数据进行处理和操作，对这些数据进行集中、有效的管理是铸造工艺CAD系统的重点。

在20世纪60年代，随着计算机的主要应用领域由科学计算逐步转向事务处理领域，诞生了数据库技术。随着CAD/CAE/CAM技术及计算机集成制造系统（CIMS）在机械、化工、土木、航空、航天等领域的广泛应用，工程设计和制造中的数据管理逐步由数据库管理替代了原来的文件管理系统。目前，几乎所有的CAD/CAE/CAM软件都增强了数据库管理功能。几十年来，数据库技术经历了由层次数据库系统，网状数据库系统到关系数据库系统的发展历程。

支持工程应用的数据库管理系统应具备以下基本功能：

1）能描述复杂的数据类型和结构。工程数据的表示通常是比较复杂的，使用面向对象的数据模型允许用户定义任意复杂的数据结构。反映各种各样的设计语义和设计层次，特别是复杂对象之间的互联关系。

2）动态定义和修改数据库模式，即在应用程序运行时实现类的定义、继承结构、属性和方法的说明。这是因为设计过程是随着时间的进行增长和演变的。

3）严格的约束管理。由于工程数据的复杂性，在数据演变过程中，必须保证维护数据状态的一致性。

4）有效的管理多卷数据，并提供数据的共享。工程设计数据是高度透明的，多个设计者的协作导致数据分布在多个卷上，数据库也会分别在各个硬件平台上由网络进行通信。

5）版本管理机制。工程设计过程中，同一个数据对象可同时在数据库中保留多个版本。如不同的可选方案版本，同一方案的修改版本等，版本数据可帮助存储设计过程演变的历史。

6）客户相互通信功能。对工程数据库最重要的要求之一是各设计者之间的通信协议，以提高协作效率，减少时间和资源的浪费。

7）提供有效的存储管理机制，以便快速访问和提取数据。

8）提供完备的数据库程序设计语言和交互式的图形开发环境。

9）兼容性、可扩展性和集成性。工程数据库用作集成环境的工具，要便于各组成部分的集成、扩展，并适合应用

开发要求。

工程数据库系统的建立包括两项重要的工作：其一，选择一个适合工程应用的数据库管理系统作为工程数据库系统的开发平台；其二，将工程数据映像成数据库管理系统支持的数学模型，利用数据库管理系统提供的数据定义语言和数据操作语言，设计数据库结构，提供操作数据库数据的用户界面。

在铸造工艺CAD系统开发中，借鉴了工程数据库的设计思想，规划、建立了铸造工艺设计的相关数据库，并将它们作为铸造工艺CAD系统的信息集成和共享的核心。系统中的数据库是在Access上建立的。在此基础上，以数据库引擎和编程接口对象Data Access Object（DAO）为开发工具，以VB为程序开发语言，开发了铸造工艺数据库管理系统，用于管理和维护工艺设计和分析过程中产生的大量数据。

在铸造工艺CAD系统中，数据库是铸造工艺设计的数据集散地。这些数据有的是标准数据，用于数据的匹配；有的则是由铸造工艺CAD的各个设计模块计算、查询和匹配生成的。数据库对用户是高度透明的，但在整个系统应用中用户并不直接与其打交道，而是通过专有的用户模块与数据库进行通讯。为了数据库的安全，在应用程序中，使用关系数据库的标准SQL语言对数据库进行操作。SQL（Structure Query Language）结构化查询语言，特点是高度非过程化，只需说明“要做什么”，而不用说明“怎么去做”。在开发铸造工艺CAD系统的数据管理模块时，在VB程序中嵌入SQL语句来管理铸造工艺数据库中相关记录的集合。图6.1-5是铸造工艺数据库的数据结构图。

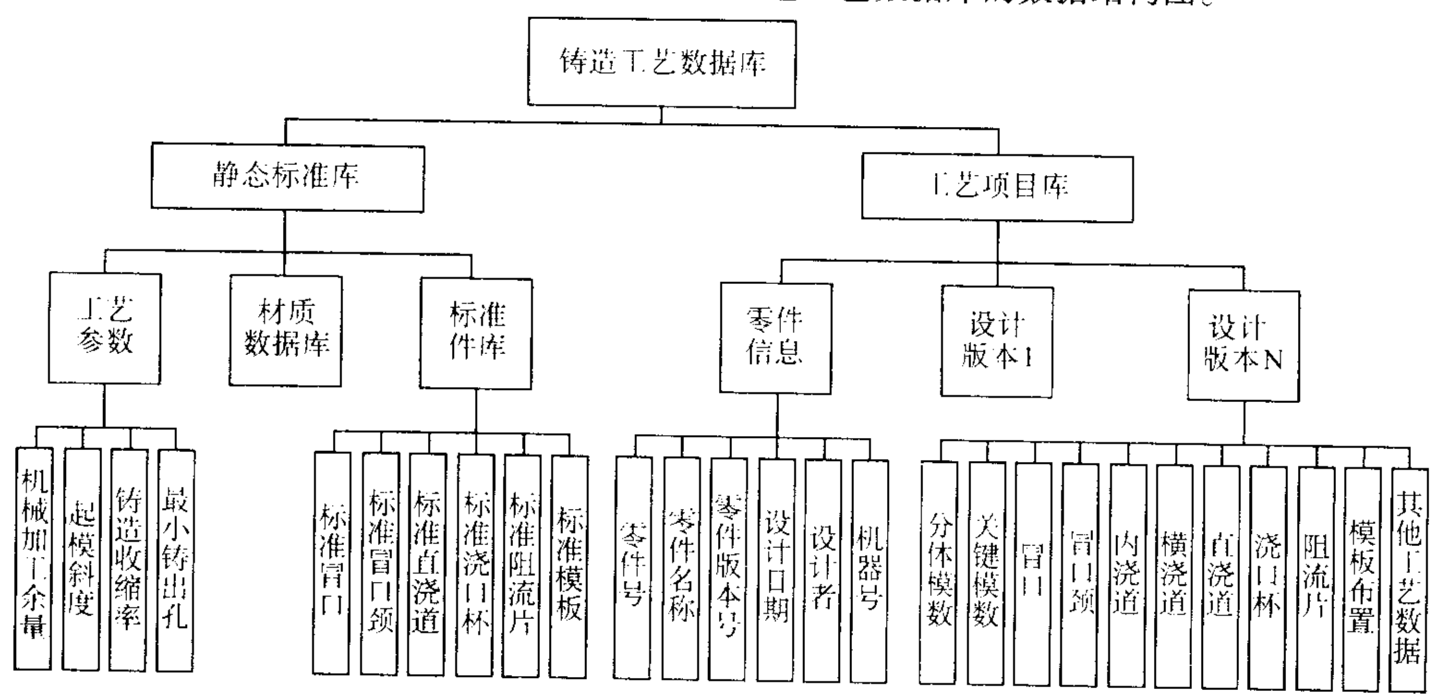


图6.1-5　铸造工艺数据库的数据结构图

从整体上说，铸造工艺数据库共包括两部分：一是静态数据库，包括最小铸出孔查询，机械加工余量查询，起模斜度查询，标准直浇道查询，标准冒口查询，标准阻流片查询等部分；另一个是动态数据库部分，动态数据库以工艺项目为最小单位组织数据，一个工艺项目对应某一零件特定的一个工艺设计版本；动态数据库针对具体零件的工艺设计，以零件号与版本号的组合为主键，包括具体零件的冒口、直浇道、阻流片、浇口杯、模板、内浇道等数据。

6　小结

通过对铸造工艺设计及生产过程和方法介绍，结合三维铸造工艺CAD系统功能分析，说明了铸造工艺CAD系统开发的重点与难点；同时，介绍了三维铸造工艺CAD系统的软硬件开发环境、以及参数化设计技术，基于实体的特征造型技术，并针对Pro/E作为系统开发平台的特点，介绍了系统开发时所采用的一些关键技术：开发工具、界面开发技术、数据库开发技术等。

编写：荆涛（清华大学）

第 2 章 液态金属充型过程的数值模拟

液态金属充型过程是铸件成形中非常重要的一个环节，在这一过程中会出现氧化、传热、冲击破坏等一系列化学和物理的变化，因此与许多铸造缺陷的形成有着密不可分的联系。但长期以来，铸造过程的数值模拟主要集中在凝固过程的模拟研究上，这就使得数值模拟只能对缩孔缩松等缺陷进行预测，而对于充型过程中产生的缺陷如浇不到、冷隔、夹渣等缺陷则不能很好地利用计算机模拟技术进行预测。采用数值计算方法，不仅可以模拟出液态金属在铸型中的流动状态，并根据模拟得到液态金属的流动速度、压力等变化规律优化浇冒口系统设计，防止浇道中吸气，消除流束分离现象以避免氧化，减轻液态金属对铸型的冲蚀，而且可以模拟出液态金属的温度分布，从而预测浇不到、冷隔等缺陷，为后续的凝固过程模拟分析提供初始温度场条件。

传统的凝固过程数值模拟是建立在“瞬时充满”的假设基础上，铸件各部分初始温度均为浇注温度。对于厚大铸件而言，这种假设是比较合理的，但对于薄壁铸件，这种假设则会有较大的计算误差。因此，在有些情况下必须考虑铸件的充型凝固过程，对充型过程和伴随的温度降低、金属凝固现象一并考虑，这样得到的初始温度分布可以为进一步的凝固过程模拟提供初始条件。可见，充型过程的数值模拟是铸造过程数值模拟技术的一个重要组成部分。

虽然液态金属的充型过程模拟日益引起人们的重视，但充型过程不仅涉及流体的流动问题，而且还伴随着温度下降与金属凝固现象的发生，因而充型过程的数值模拟极为复杂。它涉及的控制方程多、计算量大而且迭代结果容易发散，特别是自由表面的处理问题难度大，且模拟结果难于验证，使充型过程的数值模拟工作与软件应用水平受到一定的阻力。但随着计算机应用水平、数值方法和实验技术的进步，铸件充型凝固过程的数值模拟工作已经越来越成熟。

铸件充型过程的数值模拟包括很多内容，如充型过程中自由表面的处理、流场中速度和压力的求解、紊流流动现象的处理、充型过程对凝固过程的影响、充型过程对铸造缺陷形成的影响等。因此，我们在本章首先要对铸件充型过程的流体力学基础做一下简单回顾。然后介绍充型过程的常用数值模拟方法，并对 SOLA-VOF 方法进行详细的论述。为了提高充型过程模拟的计算效率与计算速度，引入了并行计算技术，介绍了提高计算效率的方法。

1 液态金属充型过程的数学物理模型

1.1 液态金属流体性质的抽象

1.1.1 流体的定义

流体是一种质点间联系很小，且质点的空间位置易于改变的物体。包括气体和液体，在工程上把含有固相或液相颗粒的气体和液体也称为流体。

流体不能承受拉力，但可承受压力，传递压力和切应力，并呈现流动。这种流动可一直持续下去，直到撤去压力或切应力为止。液体流动时，相邻质点由于速度不同而发生相对位移，导致质点间出现内摩擦力。

在流体的动量传输研究中，我们研究的是大量分子组成的宏观体积的流体的运动，把研究对象视为占有一定空间的由无限多个流体微团组成的连续介质，而不是研究单个分子的运动和相互作用。流体内的物理量是空间的连续函数。这样，我们就可以应用宏观的连续数学的方法来研究流体的行为了。

在进行数值计算的过程中，我们还需要对液态金属的流体性质进行适当的抽象与假设，使其流动的特性能够用精确的数学形式表达，这种必要的抽象是工程计算的基础。

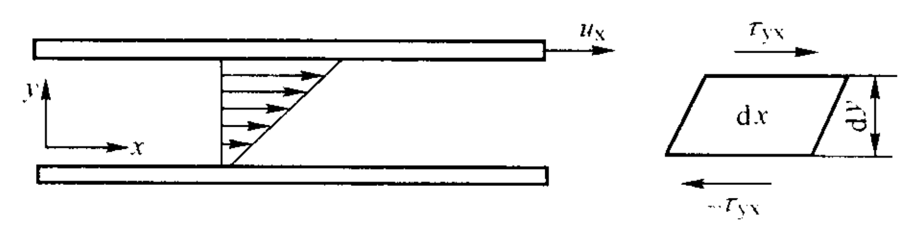
1.1.2 压缩性与热胀性

液体的压缩性是指当它四周受压时体积变小的特性。液体的热胀性是指当温度增加时体积增大的特性。

大量的试验表明，0℃的水在 0.5 MPa 时每增加0.1 MPa，其体积的减小只有万分之零点五左右，故在工程上可认为水是不可压缩的。与水类似，在铸造工程计算中，液态金属也可认为是不可压缩的。

此外，试验还表明，在 0.1 MPa 的压力下，在较低温（10 ~ 20℃）时温度每增加 1℃，水的体积增大仅为万分之一点五；在较高温度时（90 ~ 100℃）水的热膨胀系数也仅有万分之七。类似地，液态金属的热膨胀系数值也很小，因此在工程实际中可以不考虑其热胀性。

1.1.3 黏性



(a) 流体速度分布　　(b) 流体微元体所受的切应力

图 6.2-1 平板间流体流动速度分布与切应力

当液体的流层之间出现相对位移时，不同流动速度的流层之间会出现切向黏性力。如果在两块平行的无限大平板之间有流体，而两板间的距离很小，下板静止不动，上板在 x 方向上以速度 u_x 移动（见图 6.2-1）。流体各层在 y 方向上具有图示速度分布，由于黏性力导致流体质点产生沿 x 方向的有序运动，在 y 方向上出现了速度梯度 $\mathrm{d}u_x/\mathrm{d}y$，则切向粘性力可由下式表示

$$\tau_{yx} = -\eta \frac{\mathrm{d}u_x}{\mathrm{d}y} \tag{6.2-1}$$

上式即为牛顿黏性定律。

式中，τ_{yx}为切应力，第一个脚标 y 表示切应力的法线方向，第二个脚标 x 表示切应力的轴线方向。η 为常数，表示流层间出现相对流速时的内摩擦特性，称为流体的动力黏度系数。将 η 除以流体的密度，则为流体的运动黏度系数 ν。

流体之所以出现黏性，主要是由于分子间内聚力（分子间引力）和流体分子的垂直流动方向热运动（出现动量交换）所引起。在液体中以前者为主，温度升高时液体分子间距离增大，分子间引力减小，所以液体粘度是随温度升高而减小的。

液体动力黏度与热力学温度 T 之间的关系可由 Andrade 方程表示

$$\eta = K\mathrm{e}^{E_\eta/RT} \tag{6.2-2}$$

式中，K 表示液体相对分子质量及其特征的常数；E_η 表示流动活化能；R 为气体常数。

铸造过程中遇到的合金液和熔渣的黏度除与温度有关外，还与它们的液体结构和化学特性随温度的变化有关。如共晶成分的合金液的黏度在同系合金中黏度最小；结晶温度

间隔越宽，合金液的黏度就越大。一般来说，压力对液体分子的内聚力影响不大，因此压力变化较小时，由此引起的液态金属黏度变化可以忽略。

Pascal在1663年提出了理想流体的概念：内部无摩擦力、无黏性的流体，既不能承受拉力、也不能承受切应力，只能传递压力和在压力下流动。同时它还是不可压缩的。在研究一些动量传输的过程中，可以先采用理想流体的概念以简化对问题的分析，然后引进黏性的影响对结果加以修正。

实际上，流体都具有黏性。凡流体在流动时，其黏性力与速度的关系可用牛顿黏性定律表示的，都称为牛顿流体，如气体、水、甘油等。但是，也有不少黏性流体的黏性与速度梯度的关系不符合牛顿黏性定律，它们被称为非牛顿流体，常见的模型如下。

1）伪塑性流体和胀流性流体　这类流体黏性与速度梯度的关系为

$$\tau_{yx}=\eta_0\left(\frac{\mathrm{d}u_x}{\mathrm{d}y}\right)^n \tag{6.2-3}$$

式中，η_0 为 $\mathrm{d}u_x/\mathrm{d}y$ 接近于0时的流体动力黏度系数，又称零剪切黏度；n 为指数，且 $n\neq1$。

当 $n<1$ 时，称为伪塑性流体。当切应力保持不变时，其流速会越来越快。即 $\mathrm{d}u_x/\mathrm{d}y$ 增大时，流体表现出来的黏性会变小。当 $n>1$ 时，称为胀流性流体。当 $\mathrm{d}u_x/\mathrm{d}y$ 增大时，流体表现出来的黏性会变大。

2）塑黏性流体　这种流体的黏性力与速度梯度的关系为

$$\tau_{yx}=\tau_0+\eta_0\left(\frac{\mathrm{d}u_x}{\mathrm{d}y}\right)^n \tag{6.2-4}$$

式中，τ_0 为屈服切应力，又称屈服极限。

当作用在流体上的切应力 $\tau_{yx}\leq\tau_0$ 时，这类流体不能流动，表现出固体的性质。

当 $n=1$ 时，流体称为宾汉（Bingham）流体，即在 $\tau_{yx}>\tau_0$ 的情况下，该流体的动量传输规律近似牛顿流体，仅作用在流层上的切应力减少了 τ_0。

当 $n<1$ 时，流体称为屈服伪塑性流体，即在 $\tau_{yx}>\tau_0$ 的情况下，该流体的动量传输规律近似伪塑性流体。

当 $n>1$ 时，流体称为屈服胀流性流体。

3）蠕变性流体　这种流体的黏性随流动时间延长而逐渐减小至某一定值。当停止流动时，其黏性又可逐步回增至某一定值。这种流动特性称为蠕变性。

铸造生产中采用的铸型涂料、制型壳和陶瓷型的涂料，具有固相的金属液常呈现出宾汉流体、屈服假塑性流体或触变流体的流动性能，而具有较高过热温度的金属液则可视为牛顿流体。

综合起来，铸造过程的液态金属可以看作是不可压缩的牛顿流体，且黏性不随压力变化。

1.2　液态金属流动的基本方程

液态金属属于黏性流体，因此其流动过程符合黏性流体流动规律。这种规律集中反应了该过程中质量、动量、能量的守恒关系，并可用数学形式精确描述。

1.2.1　连续性方程

连续性方程实质上是质量守恒定律的数学表达形式。它是运动学方程，与力学无关，因此既适用于理想流体，也适用于粘性流体。质量守恒定律可表达为：单元控制体内质量的增加等于其周围单元流入该单元的质量。数学形式为

$$\frac{\partial\rho}{\partial t}+\frac{\partial(\rho u_x)}{\partial x}+\frac{\partial(\rho u_y)}{\partial y}+\frac{\partial(\rho u_z)}{\partial z}=0 \tag{6.2-5}$$

式中，u_x、u_y 和 u_z 分别为速度在三个方向（x、y、z）上的分量，ρ 为流体的密度。

对于不可压缩流体，有 $\frac{\partial\rho}{\partial t}=0$，那么连续性方程变为如下形式

$$\mathrm{div}\vec{u}=\frac{\partial u_x}{\partial x}+\frac{\partial u_y}{\partial y}+\frac{\partial u_z}{\partial z}=0 \tag{6.2-6}$$

这表明不可压缩流体的速度散度为零。上式虽不含有时间项，但对非定常流动也是适用的。

在柱坐标系（r，θ，z）下，连续性方程的表达形式为

$$\frac{\partial\rho}{\partial t}+\frac{1}{r}\frac{\partial(r\rho u_r)}{\partial r}+\frac{\partial(\rho u_\theta)}{\partial\theta}+\frac{\partial(\rho u_z)}{\partial z}=0 \tag{6.2-7}$$

当流体不可压缩时，有

$$\frac{\partial u_r}{\partial r}+\frac{1}{r}\frac{\partial u_\theta}{\partial\theta}+\frac{\partial u_z}{\partial z}+\frac{u_r}{r}=0 \tag{6.2-8}$$

1.2.2　动量守恒方程

黏性流体运动方程式是动量守恒定律的数学表达形式，即根据牛顿第二定律导出的黏性流体运动方程式，或称为纳维－斯托克斯（Navier-Stokes）方程式（简称N-S方程），方程形式如下

$$\rho\frac{\mathrm{d}u_x}{\mathrm{d}t}=\rho F_x-\frac{\partial p}{\partial x}+\frac{\partial}{\partial x}\left[\mu\left(2\frac{\partial u_x}{\partial x}-\frac{2}{3}\mathrm{div}\vec{u}\right)\right]+\frac{\partial}{\partial y}\left[\mu\left(\frac{\partial u_x}{\partial y}+\frac{\partial u_y}{\partial x}\right)\right]+\frac{\partial}{\partial z}\left[\mu\left(\frac{\partial u_z}{\partial x}+\frac{\partial u_x}{\partial z}\right)\right] \tag{6.2-9a}$$

$$\rho\frac{\mathrm{d}u_y}{\mathrm{d}t}=\rho F_y-\frac{\partial p}{\partial y}+\frac{\partial}{\partial y}\left[\mu\left(2\frac{\partial u_y}{\partial y}-\frac{2}{3}\mathrm{div}\vec{u}\right)\right]+\frac{\partial}{\partial z}\left[\mu\left(\frac{\partial u_y}{\partial z}+\frac{\partial u_z}{\partial y}\right)\right]+\frac{\partial}{\partial x}\left[\mu\left(\frac{\partial u_x}{\partial y}+\frac{\partial u_y}{\partial x}\right)\right] \tag{6.2-9b}$$

$$\rho\frac{\mathrm{d}u_z}{\mathrm{d}t}=\rho F_z-\frac{\partial p}{\partial z}+\frac{\partial}{\partial z}\left[\mu\left(2\frac{\partial u_z}{\partial z}-\frac{2}{3}\mathrm{div}\vec{u}\right)\right]+\frac{\partial}{\partial x}\left[\mu\left(\frac{\partial u_z}{\partial x}+\frac{\partial u_x}{\partial z}\right)\right]+\frac{\partial}{\partial y}\left[\mu\left(\frac{\partial u_y}{\partial z}+\frac{\partial u_z}{\partial y}\right)\right] \tag{6.2-9c}$$

式中，F_x，F_y，F_z 是单位质量的体积力分量，p 为流体的压力。

在一般情况下，力 F_x，F_y，F_z 是给定的，在方程中共有七个变量 u_x，u_y，u_z，p，ρ，$\mu(T)$ 以及热力学温度 T。如果再加上连续性方程式，共有四个方程式，无法完全描述可压缩流体的流动。因为压力和密度的变化会影响温度的变化，而温度的改变又会影响黏性系数的变化（忽略压力的影响），所以必须把热力学的状态方程和过程方程（或能量方程）考虑进去，然后再把黏性系数 $\mu(T)$ 的经验规律给出，这样共有七个方程式，方程组是封闭的。

对于不可压缩流体的流动，$\mathrm{div}\vec{u}=0$；当温度变化不大时，黏性系数 μ 可取为常数。那么N-S方程可简化为

$$\frac{\partial u_x}{\partial t}+u_x\frac{\partial u_x}{\partial x}+u_y\frac{\partial u_x}{\partial y}+u_z\frac{\partial u_x}{\partial z}=F_x-\frac{1}{\rho}\frac{\partial p}{\partial x}+\nu\nabla^2u_x \tag{6.2-10a}$$

$$\frac{\partial u_y}{\partial t}+u_x\frac{\partial u_y}{\partial x}+u_y\frac{\partial u_y}{\partial y}+u_z\frac{\partial u_y}{\partial z}=F_y-\frac{1}{\rho}\frac{\partial p}{\partial y}+\nu\nabla^2u_y \tag{6.2-10b}$$

$$\frac{\partial u_z}{\partial t}+u_x\frac{\partial u_z}{\partial x}+u_y\frac{\partial u_z}{\partial y}+u_z\frac{\partial u_z}{\partial z}=F_z-\frac{1}{\rho}\frac{\partial p}{\partial z}+\nu\nabla^2u_z \tag{6.2-10c}$$

式中，$\nabla^2=\frac{\partial^2}{\partial x^2}+\frac{\partial^2}{\partial y^2}+\frac{\partial^2}{\partial z^2}$称为拉普拉斯算子。

或者可以写成向量形式

$$\frac{\mathrm{d}\vec{u}}{\mathrm{d}t}=\vec{F}-\frac{1}{\rho}\mathrm{grad}p+\nu\nabla^2\vec{u} \tag{6.2-11}$$

此方程为不可压缩流体的 N-S 方程。它与连续性方程一起组成基本方程组，可用来解决黏性不可压缩流体的动力学问题。

在圆柱坐标（r，θ，z）上，相对应的速度分量为 u_r，u_θ，u_z，黏性不可压缩流体的 N-S 方程有如下形式

$$\frac{\partial u_r}{\partial t}+u_r\frac{\partial u_r}{\partial r}+\frac{u_\theta}{r}\frac{\partial u_r}{\partial \theta}+u_z\frac{\partial u_z}{\partial z}-\frac{u_\theta^2}{r}$$
$$=F_r-\frac{1}{\rho}\frac{\partial p}{\partial r}+\nu\left(\frac{\partial^2 u_r}{\partial r^2}+\frac{1}{r^2}\frac{\partial^2 u_r}{\partial \theta^2}+\frac{\partial^2 u_r}{\partial z^2}+\frac{1}{r}\frac{\partial u_r}{\partial r}-\frac{2}{r^2}\frac{\partial u_\theta}{\partial \theta}-\frac{u_r}{r^2}\right) \tag{6.2-12a}$$

$$\frac{\partial u_\theta}{\partial t}+u_r\frac{\partial u_\theta}{\partial r}+\frac{u_\theta}{r}\frac{\partial u_\theta}{\partial \theta}+u_z\frac{\partial u_\theta}{\partial z}+\frac{u_r u_\theta}{r}$$
$$=F_\theta-\frac{1}{\rho r}\frac{\partial p}{\partial \theta}+\nu\left(\frac{\partial^2 u_\theta}{\partial r^2}+\frac{1}{r^2}\frac{\partial^2 u_\theta}{\partial \theta^2}+\frac{\partial^2 u_\theta}{\partial z^2}+\frac{1}{r}\frac{\partial u_\theta}{\partial r}+\frac{2}{r^2}\frac{\partial u_r}{\partial \theta}-\frac{u_\theta}{r^2}\right) \tag{6.2-12b}$$

$$\frac{\partial u_z}{\partial t}+u_r\frac{\partial u_z}{\partial r}+\frac{u_\theta}{r}\frac{\partial u_z}{\partial \theta}+u_z\frac{\partial u_z}{\partial z}$$
$$=F_z-\frac{1}{\rho}\frac{\partial p}{\partial z}+\nu\left(\frac{\partial^2 u_z}{\partial r^2}+\frac{1}{r^2}\frac{\partial^2 u_z}{\partial \theta^2}+\frac{\partial^2 u_z}{\partial z^2}+\frac{1}{r}\frac{\partial u_z}{\partial r}\right) \tag{6.2-12c}$$

1.2.3 能量方程式

流体在运动过程中也是遵循能量守恒定律的。能量守恒定律表述为：对于流体控制单元，其所受的作用力（包括体积力和表面力）所作的功和加入的热量应等于该单元体的总能量的改变量。实质上，这就是热力学第一定律在流体力学中的表达方式。

$$\frac{de}{dt}+p\frac{d}{dt}\left(\frac{1}{\rho}\right)=\frac{1}{\rho}\mathrm{div}(\lambda\,\mathrm{grad}T)+\frac{\varphi}{\rho} \tag{6.2-13}$$

式中，e 是流体的内能；ρ 是流体密度；φ 是耗散函数；φ/ρ 是由内部的表面应力对流体作功而产生的热量，方程的右端是单位时间内传给单位质量流体的热量。

当流体不可压缩时，在直角坐标系下，有

$$\rho c\frac{\partial T}{\partial t}+\rho cu\frac{\partial T}{\partial x}+\rho cv\frac{\partial T}{\partial y}+\rho cw\frac{\partial T}{\partial z}=\frac{\partial}{\partial x}\left(\lambda\frac{\partial T}{\partial x}\right)+\frac{\partial}{\partial y}\left(\lambda\frac{\partial T}{\partial y}\right)+\frac{\partial}{\partial z}\left(\lambda\frac{\partial T}{\partial z}\right)+S \tag{6.2-14}$$

式中，c 为比热容。等号左边的第 2、3、4 项即为由于流体流动所引起的温度变化。

能量方程式和 N-S 方程式一般可以分开求解，即先求出速度和压力分布，然后再利用能量方程求出温度分布。

1.3 初始条件和边界条件

液态金属的充型过程一般发生在一定的区域范围内，且是一个非定常问题。在求解时，除需要以上的基本方程组外，还需要给出求解域的边界条件和初始条件以便能得到惟一的解。

1.3.1 初始条件

初始条件只有在求解非定常流动时才需要，也就是要给出初始时刻的速度分布和温度分布等。在铸造充型过程中，由于金属液充填型腔的过程是非定常流动，因此需要给出初始条件才能完成金属液的流动速度场和压力场的求解过程。如果在求解流场时耦合温度场计算，则还要给出初始的温度场分布。

1.3.2 边界条件

边界条件指流体在运动的边界上运动参数应该满足的条件。流体流动过程中经常遇到的边界条件有：

1）固壁界面条件　当黏性流体流过不动的固体壁面时，其法向速度应当等于零，并且切向速度也等于零。此为无黏附条件或称为无滑移条件。

当固体壁面在流体中运动时，黏附于固体壁面的流体质点的速度等于固体壁面的速度。

当固体壁面是多孔介质时，有流体穿越壁面，则切向速度为零，而法向速度等于流体穿过壁面的速度。

温度边界条件，则是需要给出固体壁面上的温度。通常认为与固体壁面接触的流体质点与固体壁面上的温度相同。

2）液-液及液-气界面处条件　如果两种介质交界面互不渗透，而且又满足不发生分离的连续性条件，则在交界面处的法向速度相等。对于黏性流体的两种介质交界面处，切向速度和温度也应该相等。而在理想流体中交界面处切向速度和温度可以不相等。

在自由表面处的边界条件，自由表面是液-气两相介质的交界面，其动力学边界条件为：如果气体介质具有常值压力 p_0，则压力向量的法向和切向分量符合：$p_{nn}=-p_0$，$p_{nt}=0$。

1.4 紊流

流动现象常常具有两种不同的形态：层流和紊流，两者有着本质的不同。层流是流线平滑而又有层次的流动，仅在低雷诺数或中等雷诺数下才会发生。而紊流是不规则的随机运动，流体质点间有强烈的掺混作用，耗费了大量能量，流动阻力显著增大。这两种流动状态在一定条件下是可以互相转变的：当雷诺数 Re 小于某一数值（临界雷诺数 Re_c）时，流动呈层流流动；当雷诺数 Re 高于某一值（Re_c）时，呈紊流状态。

在自然界或工程实际中所遇到的流动，大都呈紊流运动。由于紊流具有不规则性，无法用时间和空间坐标的函数来描述每一点的运动，但并不是无规律可循的，可采用概率的方法来表示。紊流的各种物理量随着时间和空间表现出的随机变化，其统计平均值遵守一定的力学规律。应用统计平均法，可以表示各种变量，如速度、压力、温度等的不同平均值，使得对紊流运动运用数学描绘成为可能。

1.4.1 紊流运动基本方程式——雷诺方程

虽然紊流运动具有不规则性和无秩序性，但它并不引起流体粘性的改变，连续性性质也不破坏，因此紊流运动的瞬时规律仍然可以应用 N-S 方程来描述。雷诺在紊流方程中采用了时均化模型，然后再对不可压缩流体 N-S 方程和连续性方程进行一次平均，建立了紊流运动时均值运动方程式

$$\rho\left(\frac{\partial\bar{u}_i}{\partial t}+\bar{u}_j\frac{\partial\bar{u}_i}{\partial x_i}\right)=\rho X_i-\frac{\partial\bar{p}_i}{\partial x_i}+\frac{\partial}{\partial x_i}\left(\mu\frac{\partial\bar{u}_i}{\partial x_i}-\rho\overline{u'_i u'_j}\right) \tag{6.2-15}$$

这个方程一般称为平均运动的雷诺方程。

式中，$\bar{u}_i$ 和 $\bar{u}_j$ 分别为 x_i 和 x_j 轴上的时均速度；X_i 为单位质量的质量力在 x_i 轴上的分量。在方程中出现了新的紊流项 $\rho\overline{u'_i u'_j}$，称为紊流应力，也叫雷诺应力，是在流体微元上产生的附加紊动应力。这些紊动应力与粘性应力类似，构成一个二阶对称张量。在笛卡尔坐标系中，上述方程有如下形式

$$\frac{\partial\bar{u}_x}{\partial t}+\bar{u}_x\frac{\partial\bar{u}_x}{\partial x}+\bar{u}_y\frac{\partial\bar{u}_x}{\partial y}+\bar{u}_z\frac{\partial\bar{u}_z}{\partial z}$$
$$=X-\frac{1}{\rho}\frac{\partial\bar{p}}{\partial x}+\nu\nabla^2\bar{u}_x+\frac{\partial(-\overline{u'^2_x})}{\partial x}+\frac{\partial(-\overline{u'_x u'_y})}{\partial y}+\frac{\partial(-\overline{u'_x u'_z})}{\partial z} \tag{6.2-16a}$$

$$\frac{\partial\bar{u}_y}{\partial t}+\bar{u}_x\frac{\partial\bar{u}_y}{\partial x}+\bar{u}_y\frac{\partial\bar{u}_y}{\partial y}+\bar{u}_z\frac{\partial\bar{u}_y}{\partial z}$$
$$=Y-\frac{1}{\rho}\frac{\partial\bar{p}}{\partial y}+\nu\nabla^2\bar{u}_y+\frac{\partial(-\overline{u'^2_y})}{\partial y}+\frac{\partial(-\overline{u'_x u'_y})}{\partial x}+\frac{\partial(-\overline{u'_y u'_z})}{\partial z} \tag{6.2-16b}$$

$$\frac{\partial \bar{u}_z}{\partial t} + \bar{u}_x \frac{\partial \bar{u}_z}{\partial x} + \bar{u}_y \frac{\partial \bar{u}_z}{\partial y} + \bar{u}_z \frac{\partial \bar{u}_z}{\partial z}$$
$$= Z - \frac{1}{\rho}\frac{\partial \bar{p}}{\partial z} + \nu\nabla^2 \bar{u}_z + \frac{\partial(-\overline{u'^2_z})}{\partial z} + \frac{\partial(-\overline{u'_z u'_y})}{\partial y} + \frac{\partial(-\overline{u'_x u'_z})}{\partial x} \quad (6.2\text{-}16c)$$

连续性方程式为

$$\frac{\partial \bar{u}_x}{\partial x} + \frac{\partial \bar{u}_y}{\partial y} + \frac{\partial \bar{u}_z}{\partial z} = 0 \quad (6.2\text{-}17)$$

1.4.2 紊流模型

在雷诺时均方程中，有10个未知量：$\bar{u}_x$、$\bar{u}_y$、$\bar{u}_z$ 和 $\bar{p}$ 以及6个对称张量 $\overline{u'_x u'_y}$，$\overline{u'^2_x}$……。但雷诺方程与连续性方程联立，只有4个，是一个非封闭的方程组。为了让方程组封闭，工程上对这些瞬时脉动量相关项提出了各种半经验假设作为补充方程。这种以半经验关系式使紊流方程式封闭的理论，称为模式理论，而各种半经验方法称为紊流模型。根据方程数不同，构成了零方程模型、单方程模型和 k-ε 双方程模型。

1）紊流的涡黏性系数假设　用 $\bar{\tau}^{(t)}$ 表示雷诺应力。Boussinesq 把雷诺应力与黏性应力类比，认为雷诺应力也与平均速度梯度成正比

$$\bar{\tau}^{(t)}_{yx} = \rho\overline{u'_y u'_x} = -\eta_t \frac{\partial \bar{u}_x}{\partial y} \quad (6.2\text{-}18)$$

式中，η_t 叫做紊流动力黏度或涡黏性系数。可表示为

$$\eta_t = \rho\varepsilon_m \quad (6.2\text{-}19)$$

式中 ε_m 是一个类似于 ν 的一个系数，称为紊流运动黏性系数或紊流运动黏度。η_t 与位置的关系十分密切。在完全发展的紊流中，$\eta_t \gg \eta$；而在紧靠壁面处，$\eta_t \ll \eta$。层流时，$\varepsilon_m = 0$，紊流时，$\varepsilon_m \neq 0$。所以 η_t 和 ε_m 不是热物性参数，也不是恒定的系数，而是随流动而变的参数。实质上，η_t 和 ε_m 是求知参量，代替了时均方程中的 $\rho\overline{u'_y u'_x}$。因此要使雷诺方程封闭，必须对 η_t 或 ε_m 给出恰当的补充方程。

对于本章第2.1节所述的流场基本控制方程，如果将各个瞬时量分解为时均值及脉动值，即进行雷诺展开，然后再取时间平均，可得到紊流流动的雷诺时均方程组。这个方程组是不封闭的，因为其中表征紊流脉动引起的动量、质量及能量的输运的二阶关联项都是未知的。如将这些关联项写成 Boussinesq 建议的形式，即模仿层流输运，引入标量的各向同性紊流黏性（涡流黏性）系数的概念，则 Reynolds 时均方程组可表达成如下的通用形式

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho\varphi) + \frac{\partial}{\partial x_j}(\rho v_j \varphi) = \frac{\partial}{\partial x_j}\left(\Gamma_\varphi \frac{\partial \varphi}{\partial x_j}\right) + S_\varphi \quad (6.2\text{-}20)$$

式中，φ 是通用变量，这里省去了平均号“—”；$\Gamma_\varphi = \mu_e/\sigma_\varphi$ 为输运系数；σ_φ 为紊流 Prandt 数或 Schmidt 数；$\mu_e = \mu + \mu_t$ 是有效黏性系数；μ_t 称为紊流黏性或涡流黏性系数；S_φ 为各方程源项。Reynolds 时均方程组与前面介绍的层流控制方程组具有相同的形式，只是速度换成了时均速度，黏性系数换成了有效黏性系数。于是在各向同性的假设下，紊流模型的任务可归结为寻求有效黏性系数 μ_e 或紊流黏性系数 μ_t 的表达式或者输运方程。

2）Prandtl 混合长度模型　为了确定 Boussinesq 模型中的涡粘性系数，Prandtl 根据分子运动论提出了如下关系式

$$\eta_t = \rho l_m^2 \left|\frac{\partial \bar{u}_x}{\partial y}\right| \quad (6.2\text{-}21a)$$

或

$$\varepsilon_m = l_m^2 \left|\frac{\partial \bar{u}_x}{\partial y}\right| \quad (6.2\text{-}21b)$$

这样雷诺应力可写为

$$\tau_{(t)} = \rho l_m^2 \left|\frac{\partial \bar{u}_x}{\partial y}\right| \left(\frac{\partial \bar{u}_x}{\partial y}\right) \quad (6.2\text{-}22)$$

式中，l_m 为紊流特征长度或混合长度，类似于气体分子的平均自由行程，可看成是流体微团发生两次碰撞所移动的路程。上式表明，只要知道了混合长度，就可以确定紊流涡黏性系数 η_t。l_m 往往由实验确定。

除连续性方程和雷诺方程外，Prandtl 混合长度模型不增加新的微分方程，仅用代数关系式将雷诺应力和平均物理量联系起来，使方程组封闭，因此又称零方程模型。该模型在解决壁面紊流时得到较广泛的应用。只要对 l_m 采取适当的表达式，该模型可以成功地应用于模拟许多非环流运动。各种情况下 l_m 的值可查阅有关资料。但该模型存在以下缺陷：①在有些流动情况下，得不到所需要的混合长度表达式。②速度梯度为零处，该模型意味着零紊流黏度而导致零旋涡扩散，这与经验相矛盾。③不能很好地描述环流类的复杂流场。

3）单方程模型　单方程模型是在零方程的基础上，增加一个紊流量的偏微分方程然后再做适当假设，使方程组封闭。在此模型中涡黏性系数或紊流黏度可用一个特征速度 $\sqrt{K}$ 和紊流特征长度 l_m 表示

$$\eta_t = c_1 \rho l_m \sqrt{K} \quad (6.2\text{-}23)$$

或

$$\varepsilon_m = c_1 l_m \sqrt{K} \quad (6.2\text{-}24)$$

式中，c_1 为经验常数；l_m 为 Prandtl 混合长度；K 为紊流速度脉动产生的动能，$K = |\overline{(u'_x)^2} + \overline{(u'_y)^2} + \overline{(u'_z)^2}|/2$，并且 $\sqrt{K}$ 有速度的量纲。K 由表示能量守恒的微分方程求得。稳态时二维不可压缩流体求 K 的微分方程如下

$$\left(\bar{u}_x \frac{\partial K}{\partial x} + \bar{u}_y \frac{\partial K}{\partial y}\right) = -\frac{\partial}{\partial y}\left(\frac{\varepsilon_m}{\sigma_K}\frac{\partial K}{\partial y}\right) + \varepsilon_m\left(\frac{\partial \bar{u}_x}{\partial y}\right)^2 - c_D \frac{K^{3/2}}{l_m}$$

（K 的对流传输）　（扩散）　（生成）　（耗散）

(6.2-25)

式中，σ_K 和 c_D 为系数，在大雷诺数下一般为常数。以上方程与连续性方程、雷诺方程联立，就组成了封闭的微分方程组。由于只增加求 K 的微分方程，因此称为单方程模型或一方程模型。单方程模型不适应于包括紊流环流在内的许多复杂流场。

4）双方程模型　双方程紊流模型属于时均方程法，是目前使用非常广泛的紊流模型。1972年 Jones 和 Launder 应用量纲分析的方法，得出紊流运动涡黏性系数的表达式（称为 K-ε 模式）

$$\varepsilon_m = c_\varepsilon K^2/\varepsilon \quad (6.2\text{-}26)$$

式中，ε 为紊流动能的耗散率；c_ε 是一个量纲为1的量。

在大雷诺数流动情况下，K、ε 分别由下面模化的紊流动能耗散率方程确定

$$\frac{dK}{dt} = \frac{\partial}{\partial x_j}\left(\frac{\varepsilon_m}{\sigma_K}\frac{\partial K}{\partial x_j}\right) + \varepsilon_m\left(\frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i}\right)\frac{\partial u_i}{\partial x_j} - \varepsilon \quad (6.2\text{-}27)$$

$$\frac{d\varepsilon}{dt} = \frac{\partial}{\partial x_j}\left(\frac{\varepsilon_m}{\sigma_\varepsilon}\frac{\partial \varepsilon}{\partial x_j}\right) + c_1 \frac{\varepsilon}{K}\varepsilon_m\left(\frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i}\right)\frac{\partial u_i}{\partial x_j} - c_2 \frac{\varepsilon^2}{K} \quad (6.2\text{-}28)$$

式中的常数由实验确定，可查阅相关资料。

为了将 K-ε 模式扩展到低雷诺数流动，提出了修正方法。因为对于低雷诺数流动的情况要考虑近壁效应，原来在高雷诺数下忽略的分子输运又重新出现。所以，一切常数要变为当地雷诺数的函数。K、ε 方程变为如下形式

$$\frac{dK}{dt} = \frac{\partial}{\partial x_j}\left[\left(\frac{\varepsilon_m}{\sigma_K} + \nu\right)\frac{\partial K}{\partial x_j}\right] + \varepsilon_m\left(\frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i}\right)\frac{\partial u_i}{\partial x_j} - 2\mu\left(\frac{\partial K^{1/2}}{\partial x_j}\right)^2 - \varepsilon \quad (6.2\text{-}29)$$

$$\frac{d\varepsilon}{dt} = \frac{\partial}{\partial x_j}\left[\left(\frac{\varepsilon_m}{\sigma_\varepsilon} + \nu\right)\frac{\partial \varepsilon}{\partial x_j}\right] + c_1 \frac{\varepsilon}{K}\varepsilon_m\left(\frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i}\right)\frac{\partial u_i}{\partial x_j} - c_2 \frac{\varepsilon^2}{K} -$$

$$2.0\nu\varepsilon_m \frac{\partial^2 u_i}{\partial x_j \partial x_i} \qquad (6.2\text{-}30)$$

由于 K-ε 模式成功地解决了很多紊流问题，所以是应用比较广泛的模式之一。目前实际计算中，紊流动能 K 和紊流动能耗散率 ε 通常由下面的方程来确定：

K 方程

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho K) + \frac{\partial}{\partial x_j}(\rho u_j K) = \frac{\partial}{\partial x_j}\left(\mu + \frac{\mu_t}{\sigma_K} \times \frac{\partial K}{\partial x_j}\right) + G_K - \rho\varepsilon \qquad (6.2\text{-}31)$$

ε 方程

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho\varepsilon) + \frac{\partial}{\partial x_j}(\rho u_j \varepsilon) = \frac{\partial}{\partial x_j}\left(\mu + \frac{\mu_t}{\sigma_\varepsilon} \times \frac{\partial \varepsilon}{\partial x_j}\right) + \frac{\varepsilon}{K}(c_1 G_K - c_2 \rho\varepsilon) \qquad (6.2\text{-}32)$$

式中，$G_K = \mu_t \frac{\partial u_i}{\partial x_i}\left(\frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i}\right)$。

由 K 和 ε 的值可以确定 μ_t：

$$\mu_t = c_\mu \rho K^2 / \varepsilon \qquad (6.2\text{-}33)$$

K-ε 双方程紊流模型中常数的取值目前已趋于一致，见表 6.2-1

表 6.2-1　K-ε 双方程紊流模型中的常数值

c_1	c_2	c_μ	σ_K	σ_ε
1.44	1.92	0.09	1.0	1.33

5）代数应力模型　采用 K-ε 双方程模型更接近于实际流动过程，而且较为简单，易于应用；但 K-ε 模型是在紊流各向同性的假设前提下，无法考虑不同方向上的不同作用。实际上不少紊流流动，甚至在简单的紊流边界层流动中，紊流都是各向异性的，脉动往往在某一个方向上很强，而在其他方向上较弱，因此紊流粘性系数 μ_t 并不是标量。

由各向异性的前提出发，不采用 Boussinesq 表达式，可以直接封闭和求解 Reynolds 应力 $\overline{v'_i v'_j}$ 的输运方程，计算这些应力分量，这就是 Reynolds 应力方程模型，又称二阶封闭模型。从工程的角度看，Reynolds 应力方程模型是目前最复杂的模型，难以满足实际使用的需要。基于此，有必要将通用性和经济性加以调和。代数应力模型就是这样一种折衷方案。

Rodi 等人首先提出了代数应力模型的设想，其主要思路是设法将应力的微分方程简化为代数表达式，以降低模型的复杂性，同时保留紊流各向异性的基本特点。由于微分方程中含导数的是对流项及扩散项，因此要把微分方程变成代数表达式就要设法消去对流项及扩散项，使其在方程中不出现。

作简化近似，直接假定应力与热流的产生与销毁达到局部平衡，即近似认为

对流 + 扩散 = 零

产生 = 销毁

于是得到一组表达代数应力模型（ASM）或称扩展的 K-ε 模型（K-ε-A）的封闭方程组

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho K) + \frac{\partial}{\partial x_K}(\rho v_K K) = \frac{\partial}{\partial x_K}\left(\rho c_s \frac{K}{\varepsilon}\overline{v'_K v'_1} \times \frac{\partial K}{\partial x_K}\right) + G_K - \rho\varepsilon \qquad (6.2\text{-}34)$$

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho\varepsilon) + \frac{\partial}{\partial x_K}(\rho v_K \varepsilon) = \frac{\partial}{\partial x_K}\left(\rho c_\varepsilon \frac{K}{\varepsilon}\overline{v'_K v'_1}\frac{\partial \varepsilon}{\partial x_K}\right) + c_{\varepsilon 1}\frac{\varepsilon}{K} \times (G_K + G_b)(1 + c_{\varepsilon 3} R_f) - c_{\varepsilon 2}\rho\varepsilon^2 / K \qquad (6.2\text{-}35)$$

$$\overline{v'_i v'_1} = (1-\lambda)\frac{2}{3}\delta_{ij} K - \lambda \frac{K}{\varepsilon}\left[\overline{v'_i v'_K}\frac{\partial v_j}{\partial x_K} + \overline{v'_j v'_K}\frac{\partial v_K}{\partial x_K} + \beta(g_j \overline{v'_i T'} + g_i \overline{v'_j T'})\right] \qquad (6.2\text{-}36)$$

$$\overline{v'_i T'} = \frac{K}{c_{1T}\varepsilon}\left[\overline{v'_i v'_K}\frac{\partial T}{\partial x_K} + (1 - c_{2T})\overline{v'_K T'}\frac{\partial v_i}{\partial x_K} + (1 - c_{3T})\beta g_i \overline{T'^2}\right] \qquad (6.2\text{-}37)$$

$$\overline{T'^2} = -2R\frac{K}{\varepsilon}\overline{v'_K T'}\frac{\partial T}{\partial x_K} \qquad (6.2\text{-}38)$$

式中，$\overline{v'_i v'_1}$ 是应力分量；$\overline{v'_i T'}$ 是热流分量。

可以看出，代数应力模型（扩展的 K-ε 模型）保留了紊流各向异性的基本物理特征，比常规的 K-ε 模型仅仅多了一些代数表达式，而且无需单独给定应力分量和热流分量的边界条件，因为这些应力及热流分量都是 K、ε、速度梯度和温度梯度的已知函数，所以只要给定 K、ε、v_i 和 T 等变量的边界条件就能满足方程求解的需要。

2　液态金属充型过程的数值求解方法

铸造充型过程数值模拟研究始于 20 世纪 60 年代。近二十年来，随着计算机技术的迅速进步，铸造流场模拟也进入蓬勃发展阶段。

目前，研究比较成熟、应用也相对广泛的计算方法均从描述流体运动的偏微分方程组出发，进行离散后求解。这类方法中，比较有代表性的是 Patankar 与 Spalding 提出的 SIMPLE 算法、F.H.Harlow 和 J.E.Welch 提出的 MAC 法、以及 Los Alamos 实验室研究的 SOLA-VOF 方法。在解非线性偏微分方程的方法中，需要着重解决两个问题：在没有关于压力的明显方程的情况下解未知压力场；如何确定瞬息万变的自由表面位置和形状，使计算得以在一定区域内进行。

近年来有学者提出了一种新的计算流体力学的方法——格子气模型。这种模型采用统计平均的方法，使得组成流体的大量微观粒子在热力学极限下逼近流动方程。采用格子气模型进行的计算表明，该技术比用传统的方法解 N-S 方程快 1 000 倍以上，是一类很有发展前途的数值模拟方法。

2.1　SIMPLE 算法

在求解不可压缩流体的流场问题时，动量方程与连续性方程离散得到的代数方程组联立，会得到一个庞大的方程组。对工程问题，直接求解几乎是不可能的；采用迭代法求解时，由于压力是隐含在连续性方程中，没有独立的压力方程而无法进行。于是问题就集中在如何利用质量守恒方程使假定的压力场能不断地随迭代过程的进行而得到改进，这就是所谓的压力修正算法。压力修正算法源于 1972 年由 Minnesota 大学的 Patankar 与 Spalding 提出的 SIMPLE 算法。

SIMPLE 算法是不可压缩流体的动量方程数值求解中应用非常广泛的算法，并且也被广泛用于可压缩流体流场的数值计算。这种技术以及后来 Patankar 发展的 SIMPLER 法，可用来计算定域、不稳定速度场的问题，是典型的比较全面的计算方法。SIMPLE 技术的最大特点是两场（压力场、速度场）同时迭代。以二维直角坐标中的流动为例，其控制方程为

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \frac{\partial(\rho u_i)}{\partial x_i} = 0,\ i = 1,2 \qquad (6.2\text{-}39)$$

$$\frac{\partial(\rho u_i)}{\partial t} + \frac{\partial(\rho u_j u_i)}{\partial x_j} = -\frac{\partial p}{\partial x_i} + \frac{\partial}{\partial x_j}\left(\mu\frac{\partial u_i}{\partial x_j}\right) + B_i,\ i = 1,2 \qquad (6.2\text{-}40)$$

式中，B_i 为体积力。在交错网格上（见图 6.2-2）动量离散方程为

$$a_e u_e = \sum a_{nb} u_{nb} + b + A_e(p_P - p_E) \qquad (6.2\text{-}41)$$

$$a_n v_n = \sum a_{nb} v_{nb} + b + A_n(p_P - p_N) \qquad (6.2\text{-}42)$$

质量守恒方程为

$$(\rho_P-\rho_P^0)\Delta x\Delta y/\Delta t+[(\rho u)_e-(\rho u)_w]A_e+[(\rho v)_n-(\rho v)_s]A_n=0 \quad (6.2\text{-}43)$$

应当指出，严格地说，式（6.2-41）、式（6.2-42）右端的系数与常数项应分别记为 a_{nb}^u，b^u 及 a_{nb}^v，b^v，但为书写的方便，在不至于引起误解的情形下，上角标 u，v 一般予以略去。其中，下角标 nb 表示4个邻点，A_e 和 A_n 为压力作用面积，系数 a_e，a_{nb}之值取决于离散格式，b 为源项。

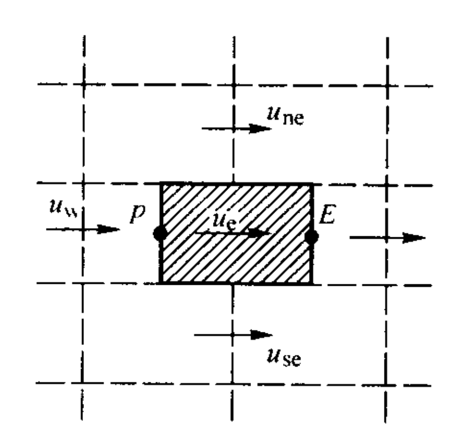


图6.2-2　交错网格

采用 SIMPLE 算法来求解时计算步骤如下：

1）假定一个速度场，记为 $u^{(0)}$，$v^{(0)}$，由此计算 a_e，a_n，a_{nb}及 b。

2）假定一个压力场，记为 p^*。

3）求解动量离散方程式（6.2-41）、式（6.2-42），得 u^*，v^*。

4）计算压力的修正值 p'，要求与（p^*+p'）相对应的（u^*+u'）、（v^*+v'）能满足连续性方程。这样的压力修正方程可将修正后的速度代入连续性方程的离散形式（6.2-43），并利用下面要提到的 u'、v'与p'间的关系导出

$$a_P p'_P=\sum a_{nb}p'_{nb}+b \quad (6.2\text{-}44)$$

式中，$a_E=\rho_e d_e A_e$；$d_e=A_e/a_e$；$a_N=\rho_n d_n A_n$；$d_n=A_n/a_n$；$a_P=a_E+a_W+a_N+a_S$；其它系数（a_w，a_S）可仿此写出。b 为控制压力p的剩余质量流量，对稳态流动，有

$$b=[(\rho u^*)_w-(\rho u^*)_e]A_e+[(\rho v^*)_s-(\rho v^*)_n]A_n \quad (6.2\text{-}45)$$

5）计算速度的修正值 u'、v'。要求（$u_e^*+u'_e$）及（$v_n^*+v'_n$）仍满足线性化的动量方程

$$a_e(u_e^*+u'_e)=\sum a_{nb}(u_{nb}^*+u'_{nb})+b+A_e[(p_P^*+p'_P)-(p_E^*+p'_E)] \quad (6.2\text{-}46)$$

与式（6.2-44）相减，得

$$a_e u'_e=\sum a_{nb}u'_{nb}+A_e(p'_P-p'_E) \quad (6.2\text{-}47)$$

此式表明，要根据 p'值确定 u'，需要解一个代数方程组。为能利用 p'值显式地求解 u'_e 和 v'_n，此处略去式（6.2-46）右端第一项 $\sum a_{nb}u'_{nb}$，于是得

$$u'_e=\frac{A_e}{a_e}(p'_P-p'_E)=d_e(p'_P-p'_E) \quad (6.2\text{-}48)$$

类似地有

$$v'_n=d_n\ (p'_P-p'_N) \quad (6.2\text{-}49)$$

6）如果其他参量（如温度）会通过流体的性质、源项等影响流动场，则推导出它们的离散方程。

7）将（u^*+u'）、（v^*+v'）及（$p^*+\alpha_P p'$）作为本迭代层次之解，开始下一层次的计算，重复1～6步直到流场收敛，即所解得之流速能同时满足连续性方程及动量方程为止。这里所谓“层次”，是指在一组固定的系数 a_{nb}、a_e（或 a_n）下的代数方程求解阶段，即在同一层次内，代数方程的系数及源项都保持不变。α_p 为压力亚松弛因子。在目前工程上广为采用的计算程序中，速度的亚松弛是组织到代数方程求解过程中去的，即代数方程求解出来的 u、v 已是亚松弛了的，因而以上表达式中不显含速度亚松弛因子 α_u、α_v。关于亚松弛因子 α_u、α_v 及 α_p 的取值问题，可参见相关文献。

由以上简述可见，在 SIMPLE 算法中引入了以下假定或简化处理：

1）速度场的假定（$u^{(0)}$，$v^{(0)}$）与压力场的假定（p^*）是相互独立地进行的，$u^{(0)}$，$v^{(0)}$与 p^*间没有任何联系。

2）在导出速度修正值计算式（6.2-48）时，未计及邻点速度修正值的影响。

3）动量离散方程（6.2-41）中的 b 在速度修正前后保持不变。

4）由式（6.2-41）、式（6.2-42）解出的 u^*，v^*满足动量守恒但未必满足质量守恒，而由式（6.2-47）解出的 p'决定 u'、v'时，保证（u^*+u'）、（v^*+v'）满足质量守恒，但动量守恒则未必满足。注意，虽然在导出式（6.2-44）过程中曾要求（u^*+u'）、（v^*+v'）满足线性化了的动量方程，但由于以后略去了式（6.2-47）中的 $\sum a_{nb}u'_{nb}$，因而所得的 u'、v'就未必可使（u^*+u'）、（v^*+v'）满足上述动量守恒方程。

以上4条假设或近似处理，是 SIMPLE 算法提出之后所出现的一些改进方案的着眼之处。

在20世纪80年代初期，以 SIMPLE 法为基础，陆续提出了一些改进或加快非线性问题迭代收敛速度的方法。Patankar 等提出了改进的 SIMPLEC 方法，Raithby 提出了 SIMPLEX，Sheng 等提出了 SIMPLET 算法。这些方法都是在 SIMPLE 的框架上对某一步或某一类问题进行的改进。

2.2　MAC 技术

具有自由表面的流体输运问题是工程实践中常见的问题之一。如果研究大体积的流动运动，如河流、海洋中的宏观水体运动，则近似利用“刚盖近似”（rigid-lid approximation）可以巧妙地回避自由表面问题而且能满足所需要的计算精度。如果研究自由表面液流的局部变化，则“刚盖近似”不再适用，准确地确定自由表面的位置成为不可回避的问题。在这类问题中，MAC 方法显示出了独特的优越性。

2.2.1　MAC 法的基本思想

MAC 即 Marker and Cell 的简称，是美国加利福尼亚大学的 F.H.Harlow 和 J.E.Welch 于1965年应用质点漂移法求解具有自由表面流体流动的 N-S 方程的数值计算方法。MAC 方法中，网格和物理量离散以后的定义位置采用交错网格，求解 N-S 方程的方法就是对 N-S 方程两端取散度，得到求解压力的泊松方程，并将连续性方程作为压力的约束条件对泊松方程变形，最后反复迭代 N-S 方程和变形后的泊松方程，从而可以求得速度场和压力场。同时，在流体占据的区域内引进了一组无质量的、随流体流动的标识点，用以标记自由表面。

MAC 技术的特点是直接在直角坐标系下求解，无需对方程进行变形处理；直接求解 N-S 方程，因而速度边界条件容易给定，适于求解粘性不可压缩流体的运动；另外这种方法易于实现二维向三维的转化。然而，这种技术在求解过程中需对压力场、速度场反复迭代，步骤繁琐，计算速度慢。

F.H.Harlow 等人首次利用了这一技术计算了具有自由表面的流体流动问题，证明了这种方法的可行性，它第一次准确地计算了海水通过闸门时的流动形态以及流动速度、压力分布情况。W.S.Hwang 等人陆续应用这一技术对液态金属充

填过程进行了数值模拟，显示了液态金属在型腔内流动的形态、速度、压力的大小等。

2.2.2　网格、标记点和质点

众所周知，欧拉法（Eulerian method）和拉格朗日法（Lagrangian method）是描述流体流动的两类基本方法。前者的特点是坐标固定，不随流体运动，故又称为场方法；后者的特点则是坐标随流体运动。欧拉网格能够适应流体的任意变形，即使处理一部分流体溅落到另一部分流体之中的情况也没有特殊困难。但在求解带有自由表面或不同流体交界面的问题时，流体的外形轮廓受到网格制约，所以无法准确确定自由表面或交界面的形状、位置。采用拉格朗日网格时，每个网格的单元随着其中所含的流体运动、变形，能准确地表示自由表面的位置。但当流体变形剧烈时，拉格朗日网格将因扭曲而变得杂乱难辨。

为了兼含欧拉网格和拉格朗日网格的优点而摒弃其缺点，可在欧拉网格的基础上，附加一组标记点，用以表示流体所处的位置。标记点只是标记符号，本身无质量，可随着流体运动，其坐标不断变化，坐标值存储在计算机内。不随流体运动的网格和随流体运动的标记点结合起来，既可准确地描述自由界面或分界面的形状，又可避免流体急剧变形而带来的困难。采用欧拉网格和标记点表示的波浪外形，如图 6.2-3 所示。这也是 MAC 法得名的原因。

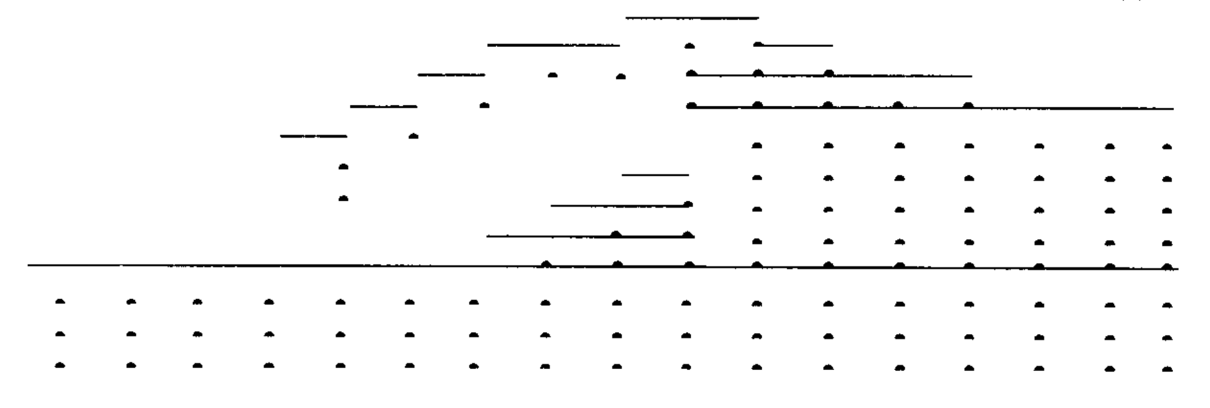


图 6.2-3　欧拉网格和标记点表示的波浪外形

按照采用网格和表示流体位置的不同方式，目前已经形成四类方法：LINC 法（Lagrangian Incompressible Methiod，拉格朗日不可压缩法）、FLIC 法（Fluid-in-Cell Method，单元中的流体法）、PIC 法（Particle - in - Cell Method，单元中的质点法）和 MAC 法（Marker - and - Cell Method，标记点和单元法）。这里只对铸造充型过程中使用的 MAC 法作一介绍。

2.2.3　MAC 法的求解步骤

MAC 法采用欧拉网格，同时采用一组随着流体运动的标记点。标记点在计算中的作用只是指明哪些单元包含流体，尤为重要的是指明哪些单元位于自由表面。

MAC 法的因变量为速度分量和压力，离散方法为有限差分法。下面我们详细介绍 MAC 法的计算步骤。

将动量方程的矢量式写为

$$\frac{1}{\rho}\nabla\vec{P}=-\frac{\partial\vec{u}}{\partial t}-\vec{u}\nabla\vec{u}+\nu\nabla^2\vec{u}+\vec{B}\qquad(6.2\text{-}50)$$

两边取散度得

$$\frac{1}{\rho}\nabla^2\vec{P}=\nabla\left(-\frac{\partial\vec{u}}{\partial t}-\vec{u}\nabla\vec{u}+\nu\nabla^2\vec{u}+\vec{B}\right)\qquad(6.2\text{-}51)$$

上式即为压力泊松方程。方程右端的源项是速度场分布、速度随时间的变化率和体积力场的函数。如果右端括号内各项已知，则通过求解压力泊松方程，解出压力 $\vec{p}$ 在时间和空间上的分布

$$\vec{p}=\vec{p}(x,y,z,t)\qquad(6.2\text{-}52)$$

但是在数值计算过程中，通常我们只知道 t 时刻的速度场 $\vec{u}^n$，体积力场 $\vec{B}^n$，需要求得 $t+\Delta t$ 时刻的速度场 $\vec{u}^{n+1}$，而速度变化率 $\frac{\partial\vec{u}}{\partial t}$ 恒为未知。因此以上形式的压力泊松方程不能直接用来求解压力场。必须将压力泊松方程改造为可供使用的形式。

先将动量方程写为

$$\frac{\partial\vec{u}}{\partial t}=-\frac{1}{\rho}\nabla\vec{p}+(-\vec{u}\nabla\vec{u}+\nu\nabla^2\vec{u}+\vec{B})\qquad(6.2\text{-}53)$$

将上式从时刻 t 到时刻 $t+\Delta t$ 积分，在 Δt 很小时，结果可写为

$$\vec{u}^{n+1}=-\Delta t\frac{1}{\rho}\nabla^n+\Delta t[(-\vec{u}\nabla\vec{u}+\nu\nabla\vec{u}+\vec{B})^n]+\vec{u}^n\qquad(6.2\text{-}54)$$

式中，上标 n 和 $n+1$ 分别表示时刻 t 和 $t+\Delta t$ 的数值。若令

$$\vec{\Gamma}^n=\Delta t[(-\vec{u}\nabla\vec{u}+\nu\nabla^2\vec{u}+\vec{B})^n]+\vec{u}^n\qquad(6.2\text{-}55)$$

那么

$$\frac{1}{\rho}\nabla\vec{P}^n=\frac{1}{\Delta t}(\vec{\Gamma}^n-\vec{u}^{n+1}]\qquad(6.2\text{-}56)$$

对上式左右两边取散度，并注意到按照连续性方程的要求，$\vec{u}^{n+1}$ 的散度应为零，可得

$$\nabla^2\vec{p}=\frac{\rho}{\Delta t}\nabla\vec{\Gamma}^n\qquad(6.2\text{-}57)$$

上式即为可资利用的压力泊松方程。根据 t 时刻的速度场求解上式，得出压力场，即可按下式求出时刻 $t+\Delta t$ 的速度场

$$\vec{u}^{n+1}=-\Delta\frac{1}{\rho}\nabla\vec{p}^n+\vec{\Gamma}^n\qquad(6.2\text{-}58)$$

在二维情况下，体积力仅包括重力 g，压力泊松方程改写为

$$\begin{aligned}\nabla^2\vec{p}^n&=\frac{\rho}{\Delta t}\nabla\{\Delta t[-\vec{u}\nabla\vec{u}+\nu\nabla^2\vec{u}+\vec{g})^n]+\vec{u}^n\}\\&=\frac{\rho}{\Delta t}\nabla\vec{u}^n+\rho\nabla(-\vec{u}\nabla\vec{u}+\nu\nabla^2\vec{u}+\vec{g})^n\end{aligned}\qquad(6.2\text{-}59)$$

因为 $\nabla\cdot\vec{g}=0$，那么

$$\begin{aligned}\nabla^2\vec{p}^n&=\frac{\rho}{\Delta t}\nabla\vec{u}^n-\rho\left[\frac{\partial}{\partial x}\left(\frac{\partial u^2}{\partial x}+\frac{\partial uv}{\partial y}\right)+\frac{\partial}{\partial y}\left(\frac{\partial v^2}{\partial y}+\frac{\partial uv}{\partial x}\right)\right]\\&\quad+\rho v\nabla^2(\nabla\vec{u}^n)\\&=\frac{\rho}{\Delta t}\nabla\vec{u}^n-\rho\left(\frac{\partial^2u^2}{\partial x^2}+2\frac{\partial^2uv}{\partial x\partial y}+\frac{\partial^2v^2}{\partial y^2}\right)\rho v\nabla^2(\nabla\vec{u}^n)\end{aligned}\qquad(6.2\text{-}60)$$

令

$$\nabla\vec{u}^n=d\qquad(6.2\text{-}61)$$

表示时刻 t 的速度场的散度，并略去上式中的上标 n，得

$$\nabla\vec{p}^n=\frac{\rho}{\Delta t}d-\rho\left(\frac{\partial^2u^2}{\partial x^2}+2\frac{\partial^2uv}{\partial x\partial y}+\frac{\partial^2v^2}{\partial y^2}\right)+\rho v\nabla^2d\qquad(6.2\text{-}62)$$

采用有限差分法，将有限区域划分为矩形单元，每个单元的尺寸为 Δx_i 和 Δy_j。通常取尺寸为 Δx、Δy 的均匀网格。采用交错网格技术，便得到图 6.2-4 所示的 MAC 单元。

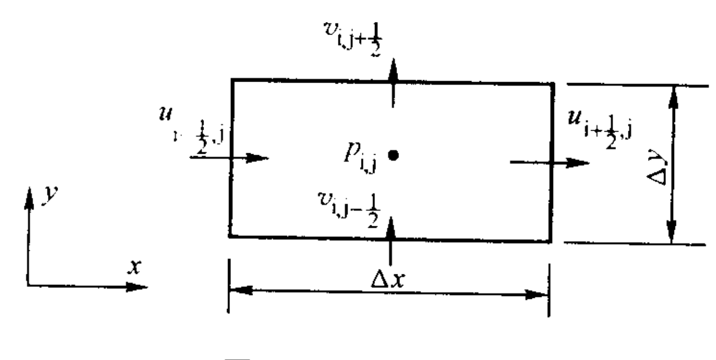


图 6.2-4　MAC 单元

于是方程（6.2-61）的离散形式为

$$\frac{1}{\Delta x}\left(u_{i+\frac{1}{2},j}-u_{i-\frac{1}{2},j}\right)+\frac{1}{\Delta y}\left(v_{i,j+\frac{1}{2}}-v_{i,j-\frac{1}{2}}\right)=d_{ij} \tag{6.2-63}$$

不可压缩条件为

$$d_{ij}=0 \tag{6.2-64}$$

对每个单元在任意时刻均应满足上式。

时间导数采用显式前向差分格式

$$\frac{\partial u}{\partial t}=\frac{u^{n+1}-u^{n}}{\Delta t} \tag{6.2-65}$$

空间导数采用中心差分格式

$$\left.\frac{\partial u^2}{\partial x}\right|_{i+\frac{1}{2},j}=\frac{u_{i+1,j}^2-u_i^2}{\Delta x} \tag{6.2-66}$$

$$\left.\frac{\partial^2 u}{\partial x^2}\right|_{i+\frac{1}{2},j}=\frac{u_{i+\frac{3}{2},j}-2u_{i+\frac{1}{2},j}+u_{i-\frac{1}{2},j}}{\Delta x^2} \tag{6.2-67}$$

如果某位置的变量数值为未知，可将该位置周围的已知值取平均，作为该位置的数值。对于变量的乘积，可先作平均再相乘，如

$$\left.uv\right|_{i,j}\approx\frac{1}{4}\left(u_{i+\frac{1}{2},j}+u_{i-\frac{1}{2},j}\right)\left(v_{i,j+\frac{1}{2}}+v_{i,j-\frac{1}{2}}\right) \tag{6.2-68}$$

按上述方法可得式（6.2-62）的离散形式

$$\frac{1}{\Delta x^2}(p_{i+1,j}-2p_{i,j}+p_{i-1,j})+\frac{1}{\Delta y^2}(p_{i,j+1}-2p_{i,j}+p_{i,j-1})=\rho R_{ij} \tag{6.2-69}$$

上式中的 R_{ij} 定义为

$$\begin{aligned}R_{ij}=&\frac{d_{ij}}{\Delta t}-\frac{1}{\Delta x^2}\left[(u_{i+1,j})^2-2(u_{i,j}{}^2)+(u_{i-1,j})^2\right]-\\&\frac{1}{\Delta y^2}\left[(v_{i,j+1})^2-2(v_{i,j})^2+(v_{i,j-1})^2\right]-\frac{2}{\Delta x\Delta y}\times\\&\left[(uv)_{i+\frac{1}{2},j+\frac{1}{2}}+(uv)_{i-\frac{1}{2},j-\frac{1}{2}}-(uv)_{i+\frac{1}{2},j-\frac{1}{2}}-(uv)_{i-\frac{1}{2},j+\frac{1}{2}}\right]+\\&\nu\left[\frac{1}{\Delta x^2}(d_{i+1,j}-2d_{i,j}+d_{i-1,j})+\frac{1}{\Delta y^2}(d_{i,j+1}-2d_{i,j}+d_{i,j-1})\right]\end{aligned} \tag{6.2-70}$$

上式中 d_{ij} 的定义如式（6.2-63）。

从理论上说，d 的数值应当处处为 0。但是由于迭代和舍入误差的影响，质量不可能精确地守恒，即 d 不可能恰好为 0。运算中保留 d，可使压力迭代过程必须达到的精度远低于将 d 略去时所要求的精度。

MAC 法计算非定常问题时，每个时间步长的计算可分为以下 5 步：

1）由初始条件或前一时间步长的计算结果得知速度场 u^n、v^n 和各处标记点的坐标 x^n、y^n。

2）根据式（6.2-69）、式（6.2-70）和式（6.2-63）求出压力 p^n。

3）由（6.2-58）式求出该时间步长末的速度场 u^{n+1}。因为在推导压力泊松方程时，已令 u^{n+1} 的散度为零。故由式（6.2-58）求出的新的速度场 u^{n+1} 应能在计算意义上满足连续性方程。

4）将标记点移到新的位置，标记点的速度可取为其相邻节点速度的加权平均。

5）将新的速度场 u^{n+1} 和各个标记点的新坐标 x^{n+1}、y^{n+1} 存入计算机。

上述第四步运算，可按下述方法进行。

设标记点 K 在时刻 t 的坐标分别为 x_K^n、y_K^n，在时刻 $t+\Delta t$ 的速度分量分别为 u_K^{n+1}、v_K^{n+1}，则标记点 K 在时刻 $t+\Delta t$ 的新位置 x_K^{n+1}、y_K^{n+1} 定义为

$$x_K^{n+1}=x_K^n+u_K^{n+1}\Delta t \tag{6.2-71a}$$

$$y_K^{n+1}=y_K^n+v_K^{n+1}\Delta t \tag{6.2-71b}$$

质点 K 的速度分量 u_K^{n+1}、v_K^{n+1} 可取作其相邻节点相应速度分量的加权平均。加权平均公式可由泰勒展开式得出。设与标记点 K 最靠近的速度节点为 0，且 K 与 0 的坐标差分别为 h 和 l，如图 6.2-5。将 K 点的函数值写为关于 0 点的泰勒展开式，可得

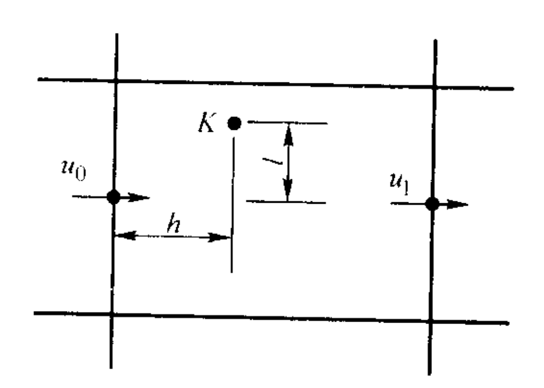


图 6.2-5　计算标记点 K 的速度分量

$$f(x_0+h,y_0+l)=f(x_0,y_0)+\sum_{m=1}^{n}\frac{1}{m!}\left(h\frac{\partial}{\partial x}+l\frac{\partial}{\partial y}\right)^m f(x,y)+\text{余数} \tag{6.2-72}$$

取 $m=2$ 可得

$$\begin{aligned}u_K^{n+1}=&u_0+\frac{h}{\Delta x}\frac{u_1-u_3}{2}+\frac{l}{\Delta y}\frac{u_2-u_4}{2}+\\&\frac{1}{2}\left[\left(\frac{h}{\Delta x}\right)^2(u_1+u_3-2u_0)+\left(\frac{l}{\Delta y}\right)^2(u_2+u_4-2u_0)\right]+\\&\frac{1}{2}\left(\frac{h}{\Delta x}\right)\left(\frac{l}{\Delta y}\right)(u_5-u_6-u_7-u_8)\end{aligned} \tag{6.2-73}$$

对 v_K^{n+1} 可写出类似的计算式。

应当指出的是，原先的 MAC 法是用来计算低雷诺数水流问题，故以上公式中的运动黏性系数均为分子黏性 ν，其数值为常量。但 MAC 法原则上可推广至高雷诺数流动情况，即只需将前述算式中的 ν 代之以紊流黏性系数 ν_t，并辅以适当的紊流模型，并选用合适的离散格式。

虽然 MAC 方法非常适合于求解带自由表面的流动问题，但是求解过程非常复杂，尤其在边界条件处理和泊松方程的求解等方面存在很大问题，为了解决上述问题，Amsden 和 Harlow 提出了 SMAC 方法，作为 MAC 技术的一种简化。SMAC 法引入势函数，它不需要反复迭代压力的泊松方程和 N-S 方程来求取速度和压力，而是通过迭代求解势函数方程，进而求得速度和压力。这种方法由于不求解压力泊松方程，因而迭代次数大大减少，求解速度提高。但对于三维情况来说，由于仍需设置大量示踪粒子追踪自由表面，因而储存量极大。SMAC 方法的网格划分、边界条件设置、标志粒子的设置与运动、自由表面的处理等问题，与 MAC 基本类似，此处不再详述，可参见有关文献。

2.3　SOLA-VOF 方法

2.3.1　SOLA-VOF 法的基本定义

SOLA-VOF 技术是美国 LOS Alamos 科学实验室发展起来的一种模拟技术。SOLA 即解法（Solution Algorithm）的简称，VOF 即体积函数（Volume Of Fluid）的缩写，SOLA-VOF 技术

是用体积函数代替标识粒子来确定自由表面的位置，即定义

体积分数函数 F = 格子空间内流体体积/格子空间体积

那么，体积函数 F 的值就可用来描述网格内流体的充填状态。

$$\begin{cases} F=0 & \text{空格状态} \\ F=1 & \text{充满状态（即内部格子）} \\ 0<F<1 & \text{未充满状态（即表面格子）} \end{cases}$$

这样，由体积函数 F 代替了多个标识粒子来表示格子状态，对于流体来说，描述 F 的方程为

$$\frac{\partial F}{\partial t}+u\frac{\partial F}{\partial x}+v\frac{\partial F}{\partial y}+w\frac{\partial F}{\partial z}=0 \tag{6.2-74}$$

SOLA-VOF 技术原本是为有限差分模型设计的，但现在已被拓广到有限元模型。由于此方法用 F 函数代替了大量的示踪粒子，因而节省了存储量，并可方便地用于三维流动，故在铸造充型过程的流动模拟中广泛采用体积函数法来处理自由表面问题。

VOF 技术求解流体的自由表面看起来比较简单，只需求解一个 F 方程，然而，若采用普通的数值方法，不论是显式还是隐式，由于 F 方程在离散格式上存在很大的假扩散问题，致使计算结果出现界面模糊现象。在显式格式中，由于在每个时间步长内，自由表面只是向前推进一个单元，界面单元前的单元基本是空的，故界面模糊不是很严重；而在隐式方法中，在任意一个时间步长内，都会因假扩散使整个计算域内不存在空单元，界面模糊现象十分严重。为了得到清晰的自由表面，目前主要采用以下两种方法控制：

1）施主-受主法。这是传统 VOF 方法中一直采用的方法。在这种方法中，同时用到单元边界上游及下游的流率信息来得到自由表面的形状。

2）Van Leer 流率近似。这种方法采用二阶差分格式求解守恒标量 ϕ 的对流传输方程以得到界面流率，同时，通过保证算法的单调性来防止高阶差分方法常出现的数值振荡。

对 SIMPLE、MAC、SOLA-VOF 技术就有关迭代、收敛和计算时间等方面进行的比较结果表明，上述三种方法在选择合适的松弛因子后都能收敛，但 SOLA-VOF 技术的收敛域有较宽的范围（0.3～2.0），且收敛值曲线稳定平滑，迭代收敛稳定性好，每一时间步长所需迭代次数少，因而是几种方法中较好的一种。下面将对 SOLA-VOF 技术在铸造充型过程数值模拟中的应用作完整而详细的介绍。

2.3.2 连续性方程和 N-S 方程的离散

对于前面提到的微分方程可以采用多种离散格式，下面介绍一种介于中心差分和上风格式之间的方法，这里差分格式由权重因子 α 控制，$0\leqslant\alpha\leqslant1.0$。当 $\alpha=0$ 时为中心差分格式，当 $\alpha=1.0$ 时为上风格式。采用交错网格来离散整个计算域，压力、温度和体积分数等变量布置在单元的中心，速度变量布置在单元界面上。各变量在网格中的布置如图 6.2-6 所示。

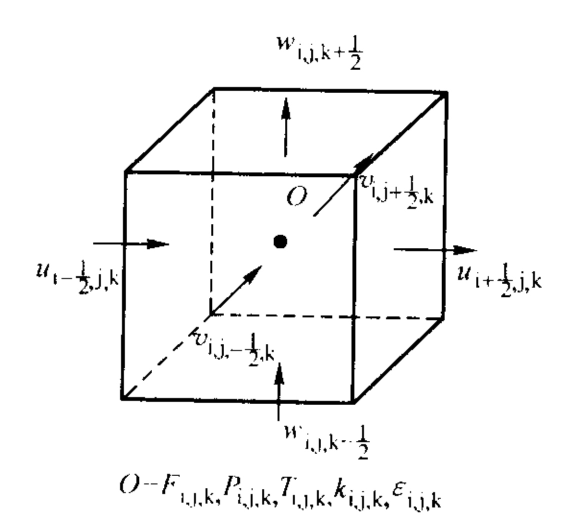


图 6.2-6 交错网格中变量布置示意图

采用交错网格处理流体力学问题具有以下优点：

1）精度比非交错网格高。

2）容易做到通量守恒。

3）在型壁上不需要压力边界条件。

4）可避免压力的空间分裂现象。

连续性方程的离散形式为

$$D_{i,j,k}^{n+1}=\frac{u_{i+\frac{1}{2},j,k}^{n+1}-u_{i-\frac{1}{2},j,k}^{n+1}}{\delta x_i}+\frac{v_{i+\frac{1}{2},j,k}^{n+1}-v_{i-\frac{1}{2},j,k}^{n+1}}{\delta y_i}+\frac{w_{i+\frac{1}{2},j,k}^{n+1}-w_{i-\frac{1}{2},j,k}^{n+1}}{\delta z_i}=0 \tag{6.2-75}$$

动量方程离散后的方程为

$$u_{i+\frac{1}{2},j,k}^{n+1}=u_{i+\frac{1}{2},j,k}^{n}+\delta t\left[\frac{p_{i,j,k}^{n+1}-p_{i+1,j,k}^{n+1}}{\delta(\rho x)_{i+\frac{1}{2}}}+g_x-FUX-FUY-FUZ+VISX\right] \tag{6.2-76a}$$

$$v_{i,j+\frac{1}{2},k}^{n+1}=u_{i,j+\frac{1}{2},k}^{n}+\delta t\left[\frac{p_{i,j,k}^{n+1}-p_{i,j+1,k}^{n+1}}{\delta(\rho y)_{j+\frac{1}{2}}}+g_y-FVX-FVY-FVZ+VISY\right] \tag{6.2-76b}$$

$$w_{i,j,k+\frac{1}{2}}^{n+1}=w_{i,j,k+\frac{1}{2}}^{n}+\delta t\left[\frac{p_{i,j,k}^{n+1}-p_{i,j,k+1}^{n+1}}{\delta(\rho z)_{k+\frac{1}{2}}}+g_z-FWX-FWY-FWZ+VISZ\right] \tag{6.2-76c}$$

式中：

$$FUX=\frac{u_{i+\frac{1}{2},j,k}}{\delta x_{\alpha u}}\left[\delta x_{i+1}DUL+\delta x_i DUR+\alpha\,\text{sgn}(u_{i+\frac{1}{2},j,k})(\delta x_{i+1}DUL-\delta x_i DUR)\right]$$

$$FUY=\frac{v_{i+\frac{1}{2},j,k}}{\delta y_{\alpha u}}\left[\delta y_{j+\frac{1}{2}}DUB+\delta y_{j-\frac{1}{2}}DUT+\alpha\,\text{sgn}(v_{i+\frac{1}{2},j,k})(\delta y_{j+\frac{1}{2}}DUB-\delta y_{j-\frac{1}{2}}DUT)\right]$$

$$FUZ=\frac{w_{i+\frac{1}{2},j,k}}{\delta z_{\alpha u}}\left[\delta z_{k+\frac{1}{2}}DUQ+\delta z_{k-\frac{1}{2}}DUH+\alpha\,\text{sgn}(w_{i+\frac{1}{2},j,k})(\delta z_{k+\frac{1}{2}}DUQ-\delta z_{k-\frac{1}{2}}DUH)\right]$$

$$FVX=\frac{u_{i,j+\frac{1}{2},k}}{\delta x_{\alpha v}}\left[\delta x_{i+\frac{1}{2}}DVL+\delta x_{i-\frac{1}{2}}DVR+\alpha\,\text{sgn}(u_{i,j+\frac{1}{2}},k)(\delta x_{i+\frac{1}{2}}DVL-\delta x_{i-\frac{1}{2}}DVR)\right]$$

$$FVY=\frac{v_{i,j+\frac{1}{2},k}}{\delta y_{\alpha v}}\left[\delta y_{j+1}DVB+\delta y_j DVT+\alpha\,\text{sgn}(v_{i,j+\frac{1}{2},k})(\delta y_{j+1}DVB-\delta y_j DVT)\right]$$

$$FVZ=\frac{w_{i,j+\frac{1}{2},k}}{\delta z_{\alpha v}}\left[\delta z_{k+\frac{1}{2}}DVQ+\delta z_{k-\frac{1}{2}}DVH+\alpha\,\text{sgn}(w_{i,j+\frac{1}{2},k})(\delta z_{k+\frac{1}{2}}DVQ-\delta z_{k-\frac{1}{2}}DVH)\right]$$

$$FWX=\frac{u_{i,j,k+\frac{1}{2}}}{\delta x_{\alpha w}}\left[\delta x_{i+\frac{1}{2}}DWL+\delta x_{i-\frac{1}{2}}DWR+\alpha\,\text{sgn}(u_{i,j,k+\frac{1}{2}})(\delta x_{i+\frac{1}{2}}DWL-\delta x_{i-\frac{1}{2}}DWR)\right]$$

$$FWY=\frac{v_{i,j,k+\frac{1}{2}}}{\delta y_{\alpha w}}\left[\delta y_{j+\frac{1}{2}}DWB+\delta y_{j-\frac{1}{2}}DWT+\alpha\,\text{sgn}(v_{i,j,k+\frac{1}{2}})(\delta y_{j+\frac{1}{2}}DWB-\delta y_{j-\frac{1}{2}}DWT)\right]$$

$$FWZ=\frac{w_{i,j,k+\frac{1}{2}}}{\delta z_{\alpha w}}\left[\delta z_{k+1}DWQ+\delta z_k DWH+\alpha\,\text{sgn}(w_{i,j,k+\frac{1}{2}})(\delta z_{k+1}DWQ-\delta z_k DWH)\right]$$

$$VISX=\frac{\mu}{\rho}\left[\frac{DUR-DUL}{\delta x_{i+\frac{1}{2}}}+\frac{DUT-DUB}{\delta y_j}+\frac{DUH-DUQ}{\delta z_k}\right]$$

$$VISY=\frac{\mu}{\rho}\left[\frac{DVR-DVL}{\delta x_i}+\frac{DVT-DVB}{\delta y_{j+\frac{1}{2}}}+\frac{DVH-DVQ}{\delta z_k}\right]$$

$$VISZ=\frac{\mu}{\rho}\left[\frac{DWR-DWL}{\delta x_i}+\frac{DWT-DWB}{\delta y_j}+\frac{DWH-DWQ}{\delta z_{k+\frac{1}{2}}}\right]$$

其中：

$$DUL=\frac{u_{i+\frac{1}{2},j,k}-u_{i-\frac{1}{2},j,k}}{\delta x_i},\ DUB=\frac{u_{i+\frac{1}{2},j,k}-u_{i+\frac{1}{2},j-1,k}}{\delta y_{j-\frac{1}{2}}},$$

$$DUQ=\frac{u_{i+\frac{1}{2},j,k}-u_{i+\frac{1}{2},j,k-1}}{\delta z_{k-\frac{1}{2}}};$$

$$DUR=\frac{u_{i+\frac{3}{2},j,k}-u_{i+\frac{1}{2},j,k}}{\delta x_{i+1}},\ DUT=\frac{u_{i+\frac{1}{2},j+\frac{1}{2}k}-u_{i+\frac{1}{2},j,k}}{\delta y_{j+\frac{1}{2}}},$$

$$DUH=\frac{u_{i+\frac{1}{2},j,k+1}-u_{i+\frac{1}{2},j,k}}{\delta z_{k+\frac{1}{2}}};$$

$$DVL=\frac{v_{i,j+\frac{1}{2},k}-v_{i-1,j+\frac{1}{2},k}}{\delta x_{i-\frac{1}{2}}},\ DVB=\frac{v_{i,j+\frac{1}{2},k}-v_{i,j-\frac{1}{2},k}}{\delta y_j},$$

$$DVQ=\frac{v_{i,j+\frac{1}{2},k}-v_{i,j+\frac{1}{2},k-1}}{\delta z_{k-\frac{1}{2}}};$$

$$DVR=\frac{v_{i+1,j+\frac{1}{2},k}-v_{i,j+\frac{1}{2},k}}{\delta x_{i+\frac{1}{2}}},\ DVT=\frac{v_{i,j+\frac{3}{2},k}-v_{i,j-\frac{1}{2},k}}{\delta y_{j+1}},$$

$$DVH=\frac{v_{i,j+\frac{1}{2},k+1}-v_{i,j+\frac{1}{2},k}}{\delta z_{k+\frac{1}{2}}};$$

$$DWL=\frac{w_{i,j,k+\frac{1}{2}}-w_{i-1,j,k+\frac{1}{2}}}{\delta x_{i-\frac{1}{2}}},\ DWB=\frac{w_{i,j,k+\frac{1}{2}}-w_{i,j-1,k+\frac{1}{2}}}{\delta y_{j-\frac{1}{2}}},$$

$$DWQ=\frac{w_{i,j,k+\frac{1}{2}}-w_{i,j,k-\frac{1}{2}}}{\delta z_k};$$

$$DWR=\frac{w_{i+1,j,k+\frac{1}{2}}-w_{i,j,k+\frac{1}{2}}}{\delta x_{i+\frac{1}{2}}},\ DWT=\frac{w_{i,j+1,k+\frac{1}{2}}-w_{i,j,k+\frac{1}{2}}}{\delta y_{j+\frac{1}{2}}},$$

$$DWH=\frac{w_{i,j,k+\frac{3}{2}}-w_{i,j,k+\frac{1}{2}}}{\delta z_{k+1}};$$

$$\delta x_{au}=\delta x_{i+1}+\delta x_i+\alpha\,\mathrm{sgn}(u_{i+\frac{1}{2},j,k})(\delta x_{i+1}-\delta x_i);$$

$$\delta y_{au}=\delta y_{j+\frac{1}{2}}+\delta y_{j-\frac{1}{2}}+\alpha\,\mathrm{sgn}(v_{i+\frac{1}{2},j,k})(\delta y_{j+\frac{1}{2}}-\delta y_{j-\frac{1}{2}});$$

$$\delta z_{au}=\delta z_{k+\frac{1}{2}}+\delta z_{k-\frac{1}{2}}+\alpha\,\mathrm{sgn}(w_{i+\frac{1}{2},j,k})(\delta z_{k+\frac{1}{2}}-\delta z_{k-\frac{1}{2}});$$

$$\delta x_{av}=\delta x_{i+\frac{1}{2}}+\delta x_{i-\frac{1}{2}}+\alpha\,\mathrm{sgn}(u_{i,j+\frac{1}{2},k})(\delta x_{i+\frac{1}{2}}-\delta x_{i-\frac{1}{2}});$$

$$\delta y_{av}=\delta y_{j+1}+\delta y_j+\alpha\,\mathrm{sgn}(v_{i,j+\frac{1}{2},k})(\delta y_{j+1}-\delta y_j);$$

$$\delta z_{av}=\delta z_{k+\frac{1}{2}}+\delta z_{k-\frac{1}{2}}+\alpha\,\mathrm{sgn}(w_{i,j+\frac{1}{2},k})(\delta z_{k+\frac{1}{2}}-\delta z_{k-\frac{1}{2}});$$

$$\delta x_{aw}=\delta x_{i+\frac{1}{2}}+\delta x_{i-\frac{1}{2}}+\alpha\,\mathrm{sgn}(u_{i,j,k+\frac{1}{2}})(\delta x_{i+\frac{1}{2}}-\delta x_{i-\frac{1}{2}});$$

$$\delta y_{aw}=\delta y_{j+\frac{1}{2}}+\delta y_{j-\frac{1}{2}}+\alpha\,\mathrm{sgn}(v_{i,j,k+\frac{1}{2}})(\delta y_{j+\frac{1}{2}}-\delta y_{j-\frac{1}{2}});$$

$$\delta z_{aw}=\delta z_{k+1}+\delta z_k+\alpha\,\mathrm{sgn}(w_{i,j,k+\frac{1}{2}})(\delta z_{k+1}-\delta z_k);$$

$$\delta x_{i+\frac{1}{2}}=0.5(\delta x_{i+1}+\delta x_i),\ \delta y_{j+\frac{1}{2}}=0.5(\delta y_{j+1}+\delta y_j),$$

$$\delta z_{k+\frac{1}{2}}=0.5(\delta z_{k+1}+\delta z_k);$$

$$\delta x_{i-\frac{1}{2}}=0.5(\delta x_{i-1}+\delta x_i),\ \delta y_{j-\frac{1}{2}}=0.5(\delta y_{j-1}+\delta y_j),$$

$$\delta z_{k-\frac{1}{2}}=0.5(\delta z_{k-1}+\delta z_k)。$$

上面各式中 $\mathrm{sgn}(u_{i+\frac{1}{2},j,k})$ 为 $u_{i+\frac{1}{2},j,k}$ 的符号，其余同此。α 为权重因子，其值为 $0\leqslant\alpha\leqslant1.0$。

2.3.3 用 SOLA 法求解速度场和压力场

用 SOLA 法求解压力场、速度场的迭代步骤如下：

1）由动量方程的显式差分格式，以初始条件或前一个时刻的值为基础，试算出新时刻的速度场估计值。

2）为了满足连续性方程，压力必须迭代修正，由此引起的速度改变加到第1）步所计算的速度场上。反复迭代直到满足精度要求为止。

设 $n+1$ 时刻的速度估计值为

$$u^{n+1}_{i+\frac{1}{2},j,k}=u^{n}_{i+\frac{1}{2},j,k}+\frac{\delta t\delta p}{\delta(\rho x)_{i+\frac{1}{2}}},\ u^{n+1}_{i-\frac{1}{2},j,k}=u^{n}_{i-\frac{1}{2},j,k}-\frac{\delta t\delta p}{\delta(\rho x)_{i-\frac{1}{2}}}$$

$$v^{n+1}_{i,j+\frac{1}{2},k}=v^{n}_{i,j+\frac{1}{2},k}+\frac{\delta t\delta p}{\delta(\rho y)_{j+\frac{1}{2}}},\ v^{n+1}_{i,j-\frac{1}{2},k}=v^{n}_{i,j-\frac{1}{2},k}+\frac{\delta t\delta p}{\delta(\rho y)_{j-\frac{1}{2}}}$$

$$w^{n+1}_{i,j,k+\frac{1}{2}}=w^{n}_{i,j,k+\frac{1}{2}}+\frac{\delta t\delta p}{\delta(\rho z)_{k+\frac{1}{2}}},\ w^{n+1}_{i,j,k-\frac{1}{2}}=w^{n}_{i,j,k-\frac{1}{2}}+\frac{\delta t\delta p}{\delta(\rho z)_{k-\frac{1}{2}}}\tag{6.2-77}$$

代入式（2-75）中，整理可得校正压力为

$$\delta P=-\frac{D}{\partial D/\partial p}\tag{6.2-78}$$

其中，

$$\frac{\partial D}{\partial P}=\frac{\delta t}{\delta x_i}\left[\frac{1}{\delta(\rho x)_{i+\frac{1}{2}}}+\frac{1}{\delta(\rho x)_{i-\frac{1}{2}}}\right]+\frac{\delta t}{\delta y_j}\left[\frac{1}{\delta(\rho y)_{j+\frac{1}{2}}}+\frac{1}{\delta(\rho y)_{j-\frac{1}{2}}}\right]+\frac{\delta t}{\delta z_k}\left[\frac{1}{\delta(\rho z)_{k+\frac{1}{2}}}+\frac{1}{\delta(\rho z)_{k-\frac{1}{2}}}\right]。$$

由校正压力得到新的校正速度，重复进行迭代，直到收敛条件得到满足。

2.3.4 体积函数方程的离散

为了跟踪自由表面，得出自由表面单元的位置，需要求解体积函数方程。在求解之后，得到液态金属充填型腔的形态，也就确定出新的速度场和压力场的求解域。

由方程（6.2-68）和连续性方程可得下式

$$\frac{\partial F}{\partial t}+\frac{\partial(Fu)}{\partial x}+\frac{\partial(Fv)}{\partial y}+\frac{\partial(Fw)}{\partial z}=0\tag{6.2-79}$$

当上式在每个计算网格单元内积分时，则每个单元 F 值的改变便转化为穿过单元界面的 F 值流量，但在计算流量时一定要保证不破坏自由边界的定义。为此，在 SOLA-VOF 算法中采用了“施主－受主”（Donor-Acceptor）的处理方法。所谓施主—受主法就是根据计算单元的速度方向及单元的液流量来将单元标志为施主单元或受主单元。施主单元将有流体流出，受主单元将有流体流进。用施主—受主法确定了各个单元的液流量之后，也就确定出了自由表面边界的移动情况。

图6.2-7说明了施主－受主流量法。在一个时间步长 Δt 内，穿过单元界面的 F 值流量为 $\mathrm{d}F$ 乘以网格边界截面积，此处

$$\mathrm{d}F=\mathrm{MIN}\{F_{AD}|v_x|+CF,\ F_D\mathrm{d}x_D\}$$
$$CF=\mathrm{MAX}\{(1.0-F_{AD})|v_x|-(1.0-F_D)\mathrm{d}x_D,0.0\}\tag{6.2-80}$$

式中，下标 A 表示受主；D代表施主；下标 AD 可以是 A 也可以是 D，取决于流体相对界面的走向；$F_{AD}|v_x|$ 为当前计算格子右侧界面的流体流动量；$F_D\mathrm{d}x_D$ 表示施主格子所能提供的流体量；$(1.0-F_{AD})|v_x|$ 表示当前格子右侧界面流过的实际空隙相对于 F 的分量；$(1.0-F_D)\mathrm{d}x_D$ 表示施主格子流过右侧界面的空隙量相对于 F 的分量；$(1.0-F_{AD})|v_x|-(1.0-F_D)\mathrm{d}x_D$ 表示实际流过右侧界面的空隙量与应当流过的空隙量之差；符号 MIN 是为了防止流出量超过施主单元本身含有的流体量，MAX 是考虑到如果流过边界的空隙体积（$1-F$）过量时，超过的那部分就是进入受主的额外体积量，计算时应考虑在内。

图6.2-7中虚线为穿过边界的流体总量的左边界，重影及涂黑部分表示实际流量 $\mathrm{d}F$，下标 AD 的选取，取决于自由表面的方向：当流体流动方向垂直于自由表面时，用 F_A，否则用 F_D。当受主为空时，无论自由表面走向如何，均取 F_A。当 AD = D 时，如图中 b，$\mathrm{d}F=F_D|v_x|$，施主格子不会流空，稳定性条件使 $|v_x|<\Delta x$。c 体现了 MIN 的作用，AD = A，施主中流体全部流光仍不够，取最小值可以保证不

会出现流体不够的现象。d 体现了 MAX 的作用，CF 将全涂黑部分包括进去，防止了计算流量少于实际流量情况的发生。

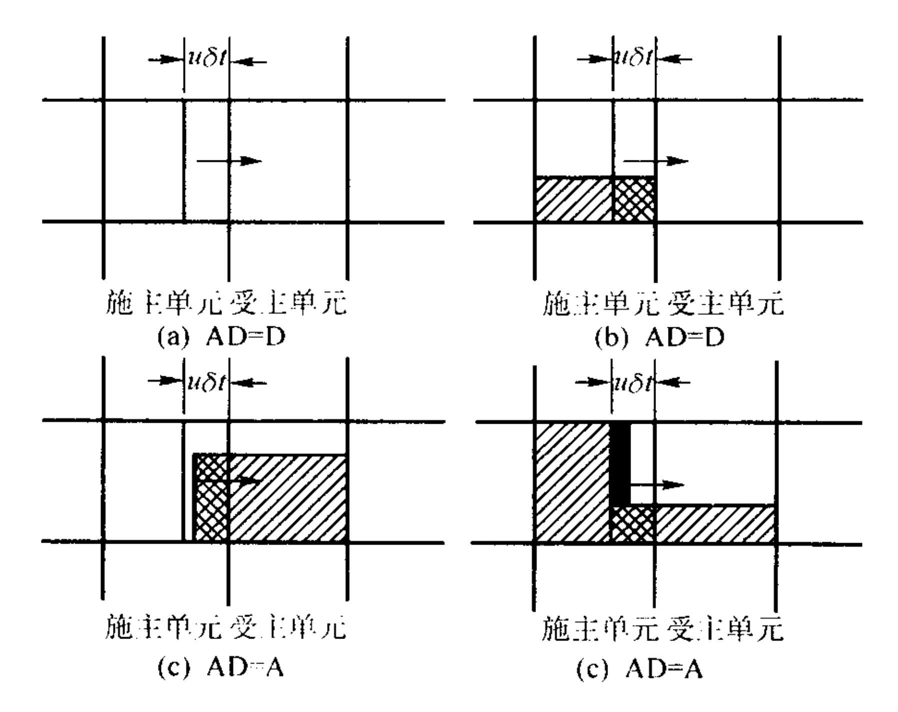


图 6.2-7　施主-受主算法原理示意图

施主—受主技术只适用于一维情况。对于三维情况则需要分别在 x，y，z 方向应用施主-受主法。但是一个网格在 x 向是施主，在 y 或 z 向不一定是施主，需根据该方向的界面走向加以判断。dF 求出后，乘以边界面积即得流体流量 F，这部分流量从施主中减去，加到受主上。但是 F 有可能小于 0 或大于 1，这显然不正确。因此计算完后要检查所有网格的 F 值，大于 1 的赋 1，小于 0 的重新赋为 0。

流体的自由表面具有非常复杂的位相。采用简化的处理方法。即假设自由表面是一个通过单元且与单元的某个表面平行的平面（见图 6.2-8）。在确定 F_{AD} 下标时，即确定单元格是施主还是受主时，认为如果自由表面的走向垂直于速度方向时取 F_A，否则取 F_D。对于图中情况 2，当 $v>0$ 时显然出现了错误。

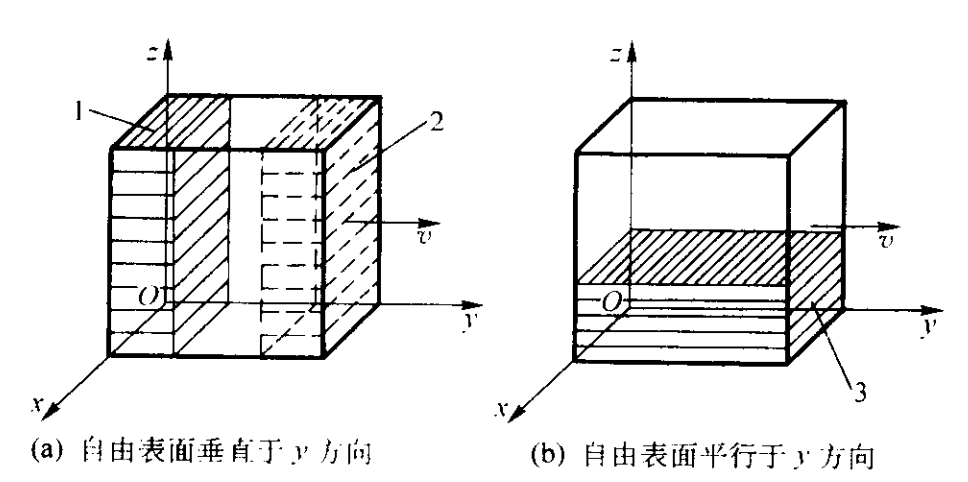


图 6.2-8　单元体中自由表面位相示意图

为使施主—受主法适用于该简化处理方法，针对三个速度方向上的三种典型情况分别进行处理。下面以图 6.2-8 中 y 方向的情况为例介绍处理方法。

每个单元内自由表面有 6 种位相，即分别贴在 6 个面上。其中自由表面与 y 方向平行的 4 种位相可归入一类，即情况 3。而自由表面垂直于 y 方向上的 2 个位相分别定为情况 1、2（见图 6.2-8）。

对于情况 2、3，当 $v \geqslant 0$ 时图中单元为施主。反之为受主。

当单元为施主时，对于情况 3，由于后面提到的稳定性条件，在一个时间步长内流体不会流空。对于情况 2，有可能出现超过单元流体含量的流动。在这里可以看出式（6.2-80）中符号 MIN 将最大流动量限制为单元体的流体含量，防止了过量流动的不合理现象。

对于情况 1，无论 v 为何值，图中单元均为受主。当 $v>0$ 时，有可能出现空隙流尽，部分流体流入相邻单元的情况。式（6.2-80）中符号 MAX 即是考虑到如果空隙体积 $(1-F)\ |D_y|$ 流动过量时，超过的那部分 $[(1-F)\ |D_y| - (1-F)\ \delta y_D]$ 即是流入相邻单元的流量。

x，z 两个方向的情况与 y 相同。

以上计算分别只涉及一个方向上的 2 个相邻单元，适合于应用施主—受主法则。

完成三个方向上的流量计算后，根据流量修正当前单元及其相邻单元的 F 值。此时将再一次遇到流体与空隙的过量流动问题。仍以图 6.2-8 为例，对于情况 3，假定 u，v，w 均为大于零的值，且在 Δt 内单元内流体将在 y 方向流尽，即 $\delta F_y = F$。显然，$\sum F_{xyz} = \delta F_x + \delta F_y + \delta F_z > F$，出现了单元内流体不够流的现象。此时，应根据三个方向的计算流量重新进行流量分配，以得到合理结果。

由于涉及到自由表面的位相，且与多个相邻单元有关，所以 F 值的确定是一个比较烦琐的过程。

2.3.5　SOLA-VOF 法中自由表面的确定

SOLA-VOF 最初的方法是二维的，对于三维情况下自由表面的形状和位置更加难以确定。如果不知道自由表面的形状和位置，就不能对流量进行计算，施加边界条件，更谈不上流场计算了。因此，必须采用一种三维自由表面的处理方法。

自由表面用一个通过单元的平面来近似，先确定自由表面法线方向，然后由网格中的 F 值确定自由表面位置。

若自由表面可表示为水平面，则图 6.2-9 中 F_R、F_L、F_T、F_B 各点的 Z 坐标分别为

$$F_L^Z = (F_{i-1,j,k-1} + F_{i-1,j,k} + F_{i-1,j,k+1}) \times dz \qquad (6.2\text{-}81a)$$

$$F_R^Z = (F_{i+1,j,k-1} + F_{i+1,j,k} + F_{i+1,j,k+1}) \times dz \qquad (6.2\text{-}81b)$$

$$F_T^Z = (F_{i,j+1,k-1} + F_{i,j+1,k} + F_{i,j+1,k+1}) \times dz \qquad (6.2\text{-}81c)$$

$$F_B^Z = (F_{i,j-1,k-1} + F_{i,j-1,k} + F_{i,j-1,k+1}) \times dz \qquad (6.2\text{-}81d)$$

则有向量

$$\overrightarrow{F_L F_R} = (2dx, 0, F_R^Z - F_L^Z) \qquad (6.2\text{-}82a)$$

$$\overrightarrow{F_B F_T} = (0, 2dy, F_T^Z - F_B^Z) \qquad (6.2\text{-}82b)$$

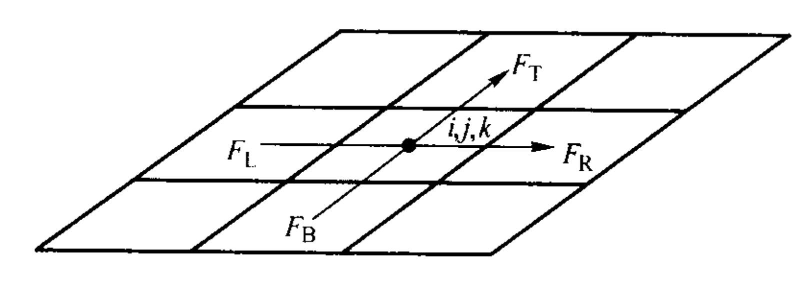


图 6.2-9　自由表面方向计算示意图

因此，自由表面的法线向量为

$$\overrightarrow{F_L F_R} \times \overrightarrow{F_B F_T} = (-2dy(F_R^Z - F_L^Z), -2dx(F_T^Z - F_B^Z), 2dxdy) \qquad (6.2\text{-}83)$$

同理，假设自由表面为侧平面和正平面，分别求得其法向量。

这样，一共求得三个自由表面的法向量，每个法向量又有 x、y、z 方向上的三个分量。比较这 9 个分量，取其最大者。若 X 方向的分量最大，则自由表面为正平面；若 Y 方向的分量最大，则自由表面为侧平面；若 Z 方向的分量最大，则自由表面为水平面。

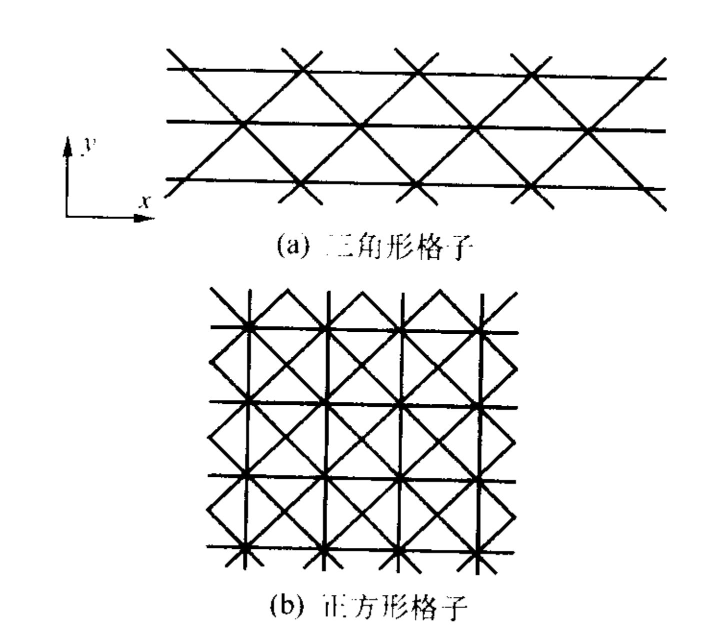
确定了自由表面的方向后，根据相邻单元的体积函数值来确定自由表面的位置。如当自由表面为水平方向时，比较 $F_{i,j,k-1}$ 和 $F_{i,j,k+1}$ 的大小，如果 $F_{i,j,k-1}$ 大于 $F_{i,j,k+1}$，则流体位于自由表面下侧；反之流体位于自由表面上侧。确定了自由表面的方向和位置后，即可进行对流量的计算。

2.4 格子气模型

迄今为止，我们所讨论过的流动问题的数值计算方法都是在连续介质的前提下展开的。从方法论的角度，流体及其运动特性的描述可以从三个层次上来进行：①宏观的层次，就是在连续介质假定的基础上建立起来的 N-S 方程组。现有的大多数流场数值计算方法围绕这一方程组进行。②分子层次。最近10余年内迅速发展起的分子动力学模拟（molecular dynamics simulation，MDS），针对由大量分子组成的研究对象中的每个分子做出力学行为描述与计算，存储量较大，目前无法应用到复杂流场的计算中。但对某些问题，如相界面行为的模拟、导热问题等，已取得了令人瞩目的成果。③介观层次。这是根据分子运动理论建立的简化动力学模型，模型计算是对许多格子（lattice）进行的，格子尺度远比分子的平均自由程要大，但又比差分步长或有限容积法中的控制容积宽度要小；在格子之间有许多粒子按一定规则运动，这些粒子既比分子级别大，又比有限容积法中的控制容积要小得多，宏观的密度、速度等参数需要对这些粒子的有关特性值作平均才能获得。

格子气模型，又称作离散粒子技术，是近年来一种全新的计算流体力学的方法，于1986年由美国 Los Alamos 国家实验室的科学家提出。该法提出基于以下理论：由许多行为简单的微观个体组成的宏观物理系统具有复杂的物理性质，大量个体的集合行为可以表现为高度的有序性。离散粒子技术在此基础上把流体看成是由大量的微观粒子组成的，这些微观粒子在规则或不规则的网格空间内按一定的规律相互作用和移动，形成宏观上的流体流动。微观粒子的运动在热力学极限下用粗略平均的方法可以逼近 N-S 方程来求解流动问题。P. Clavin 和 E. G. Miravete 采用离散粒子技术模拟了具有自由表面的流体流动。结果表明，采用离散粒子技术比用传统的方法解 N-S 方程快 1 000 倍以上，是一类很有发展前途的数值模拟方法。

以二维流动为例，先把计算区域划分成许多均匀的网格，常用的有正三角形格子及正方形格子（包括斜边）（见图6.2-10）。把时间也离散成序列1，2，3，…。同时把流体看成是由许多具有一定质量没有体积的粒子所组成，这些粒子在格子间运动，且每个粒子只能沿格子边缘（格子线）运动。对于三角形格子及正方形格子中沿 $x-y$ 方向运动的粒子，其运动速度均相等；而对正方形格子中沿对角线运动的粒子，其速度为前者的$\sqrt{2}$倍，这样若在任一时间步 n，各个粒子均在格子线的交点（格点）上，则在下一时间步（$n+1$）时，各粒子恰好达到临近的格点上，并可能和从其他格点到达该处的粒子相碰撞，根据泡利不相容原理，每一格点在每一时刻沿每一格子线运动的粒子最多只有一个，每一个格点也最多只有一个静止粒子，这样流场中的粒子速度，不是0（静止）就是1（设格子边长及时间间隔都为1），这样就把各个粒子的速度全部 Boole 化了（非0即1），各个粒子也就成了 Boole 型粒子。以上的描述就构成了格子气，现在再来看怎样使它成为一个自动机。



(a) 三角形格子

(b) 正方形格子

图6.2-10 二维计算用的格子

以图6.2-10a中三角形格子为例，设给定（$t-1$）时刻的状态（图6.2-11a），则到 $t-$ 时刻，每个格点周围的6个格点的有关方向的粒子会聚集到该格点，加上本格点可能存在的一个静止粒子，这样共可能有7个粒子构成一个入射状态（见图6.2-11b），它们在该格点碰撞后，再散射出去，形成如图6.2-11c所示的出射状态。如果我们制定了在一个格点上在 $t-$ 时刻的某一入射状态经碰撞后如何出射的方式（碰撞规则），并且对粒子与边界碰撞的规则也作出规定，则就形成了一个格子气自动机，它可从给定的初始状态出发，根据碰撞规则及边界条件自动地运转下去，通过对大量格子气粒子在多个时间层次上运动的特性作平均，可以得出宏观量（密度、流速等）的变化与格子气粒子特性量之间的关系，这样就可以通过这种格子气自动机来进行流场的数值模拟。

采用格子气自动机求解流体动力学问题的过程主要包括三个步骤：①建立模型，也即构造一个自动机，它包括初始与边界条件的设定及详细碰撞规则的制定，这种碰撞规则应当满足守恒定律。②宏观平均行为与格子气粒子运动特性关系的分析。③数值计算，根据格子气粒子的计算结果得出宏观物理量场的分布。

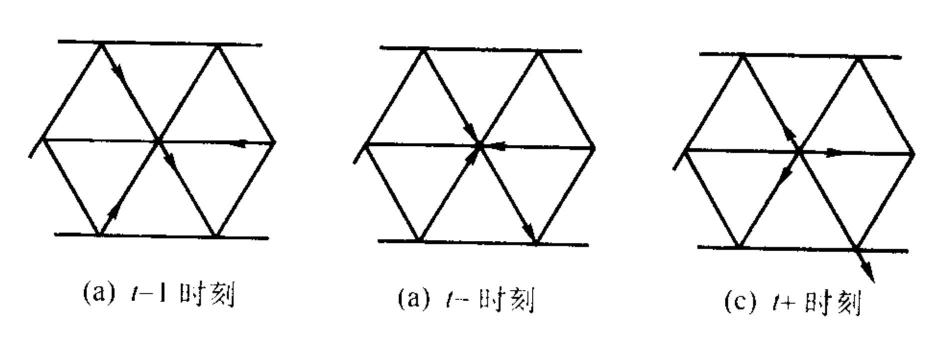

(a) $t-1$ 时刻　(a) $t-$ 时刻　(c) $t+$ 时刻

图6.2-11 在格点上碰撞前后粒子的运动状态

现在来讨论这种格子气自动机的演化规律，仍以图6.2-10a中三角形格子为例。设与每个格子相连接的6条格子线上粒子的速度矢量分别为 $c1-c6$，则按上述讨论，这六个速度矢量可统一表示为

$$c_i=\left\{\cos\frac{2\pi(i-1)}{6},\sin\frac{2\pi(i-1)}{6}\right\},i=1\sim6 \qquad (6.2\text{-}84)$$

式中，等号后括号内两项分别是 x、y 方向的分量（见图6.2-12）。

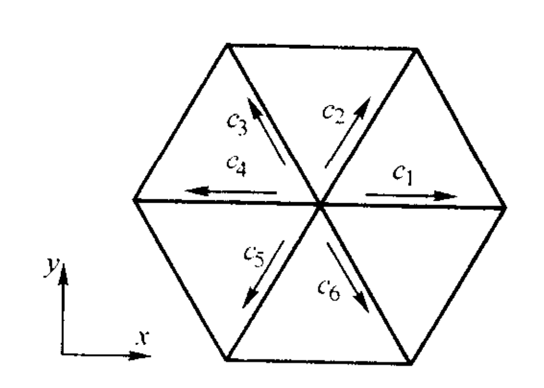


图6.2-12 三角形格子上的六个速度矢量

现在以 $n_i(r,t)$ 表示在 t 时刻格点 r 处以速度 c_i 运动的粒子数（0或1），由于粒子间的相互碰撞，导致该点以 c_i 运动的粒子数改变为 $Q_i(n)$，则格子气自动机的演化规律为

$$n_i(r+c_i,t+1)=n_i(r,t)+Q_i(n) \qquad (6.2\text{-}85)$$

式中，$Q_i(n)$为碰撞函数，其值可由碰撞规则表求出，$Q_i(n)$之值必须满足粒子数质量守恒与动量守恒

$$\sum_{i=1}^{6} Q_i(n) = 0, \sum_{i=1}^{6} Q_i(n) c_i = 0 \qquad (6.2\text{-}86)$$

式（6.2-85）表示的演化过程为，t 时刻在 r 格点处的碰撞在瞬间内完成，使粒子数按 $n_i(r,t)$方式重新分布；以速度 c_i 运动的粒子向邻点（$r+c_i$）运动，这个过程在单位时间内完成。以上演化过程在所有格点上随离散时间的推进而同步地进行，因此格子气自动机各格点的演化完全是并行的。

现在再来看宏观量与格子气演化过程中特征量 c_i 及 $n_i(r,t)$ 之间的统计关系。设$f_i(r,t)$表示粒子数分布的系综平均值

$$f_i(r,t) = \langle n_i(r,t) \rangle \qquad (6.2\text{-}87)$$

式中，括号< >表示对其内的量作系综平均。则 f_i 与宏观的密度及流速的关系为

$$\rho(r,t) = \sum_{i=1}^{6} f_i(r,t) \qquad (6.2\text{-}88a)$$

$$\rho u(r,t) = \sum_{i=1}^{6} f_i(r,t) c_i \qquad (6.2\text{-}88b)$$

由上简述可见，这种格子气自动机每一个格点的演化只涉及到邻座而不涉及到全部计算区域，而每一个格点演化必须同时进行，因而非常适合于大规模并行计算。随着计算机的发展这一方法越来越受到物理学界与工程技术界的重视。

但是这种格子气自动机也存在缺点：①由格子气演化方程推导出来的流体动量方程的对流项不满足 Galilei 不变性。②由演化方程推导出来的压力取决于流速的平方。③由于格子气自动机只作 0、1 两者之间的整数操作，使得按式（6.2-88）计算的结果波动较大，存在数值噪声。

1988 年 McNamara 与 Zanetti 提出把格子气自动机中的整数运算变成实数运算，建立了 Lattice-Boltzmann 模型，克服了格子气自动机中的第三个缺点，即克服了数值噪声。以后陈十一、钱跃宏等用单一时间的松弛方法（single time relaxation method）来代替碰撞规则，使格子气自动机的其他两个缺点得以克服，促使格子-Boltzmann 方法在流动与换热过程的数值模拟中的应用更加蓬勃地开展起来。

2.5 液态金属充型过程数值模拟中的其他问题

2.5.1 自由表面处理方法

铸造充型过程是带有自由表面的流动问题。这类问题的难点之一就是确定自由表面的位置和形状。考虑自由表面的计算流体动力学是其数值模拟的基础。

目前，用来处理自由表面的方法主要有 MAC 法和 VOF 法。

MAC 法在 Euler 矩形网格上建立了 N-S 方程的差分格式，比用流函数和涡旋量作变量的方法有了更大的适应性，特别适用于自由表面和多介质问题的计算。其主要特点是在格子中设标志点，标志点本身不具有质量，于初始时刻设置在有流体的格子中，以后在流场中以对流速度运动。在单种介质的问题中，标志点不参与力学量的计算，它只表明自由表面的位置、形状和流体运动的历史。在多介质的问题中，它参与力学量的计算，同时还给出不同介质的界面位置。MAC 法的突出优点是能够生动地描摹带有自由表面的液流演化。

自由表面处理方法的另一个重大突破，是 VOF 法的提出。1981 年 Hirt 和 Nichols 提出了二维的 VOF 算法。VOF 法定义了一个体积函数$F(x,y,t)$，表示网格中流体所占的百分比。这样，通过解出每个单元中的液相体积分数，就可以确定自由表面的位置和形状。同 MAC 法相比较，这种算法的优越性在于一个单元只需一个存储量，显著减少了自由表面的计算工作量。

目前在铸造应用方面，VOF 法被普遍用来求解金属液充型流动的自由表面问题。许多研究者以二维 VOF 法为基础，将其扩展到三维，如 Magma 公司的研究开发人员、Stoehr 和 Cross 等都研究出他们自己的方法。但是，人们也逐渐认识到 VOF 法的不足之处。SOLA-VOF 方法在扩展到三维时，会出现一些数值处理方面的问题，大大增加求解难度。首先是自由表面边界条件的施加。由于充型过程的求解域是随时间变化的，在每个时间步长中都必须搜寻和确定自由表面的位置和取向，并据此施加速度和压力边界条件。但在三维情况下，确定自由表面的取向十分困难且计算量很大。即使采用不考虑自由表面取向的简化处理方法，也要对至少 24 种情况进行分析以确定自由表面的边界条件，处理过程很繁琐。Xue 和 Hansen 的研究还发现，原始 VOF 法采用的施主 - 受主法对三维计算不太适合，计算过程中会出现某些数值错误，必须采取一定的方法来修正。

实际上，很多研究者已经注意到这些问题，并且致力于改进三维 VOF 法。这是 SOLA-VOF 法由二维拓展到三维的重要工作之一。E. Niyama 和 K. Anzai 等人提出了一种用控制参数 G 改进 F 计算，以避免数值假扩散的算法。Jlndong Zhu 和 Itsuo Ohnaka 提出了 DFDM（Direct Finite Difference Method）法，引入了界面充填比例（Filling Ratio of Face）和无尺度距离（Dimensionless Distance）的概念，用来更准确地确定液流的区域。

目前带有自由表面的流体流动问题的研究取得了很大进展，但在数学模型的有效性、适用性和求解的准确性等方面，仍需做大量的研究工作。

2.5.2 紊流模型的求解处理

铸造充型过程中金属液的流动通常是紊流流动，只采用层流模型会在实际计算中带来误差。在铸造充型过程模拟中，已有一些研究者进行了紊流研究，但还处于初级阶段。铸造充型过程中紊流的模拟必须考虑如下因素：①充型过程中的紊流是尚未充分发展的紊流。②在近型壁处对紊流模型应做必要的处理。③紊流模拟不应给计算带来太大的负担，模型的准确性与计算量应相协调。

（1）K-ε 双方程紊流模型求解

紊流模型方程的有限差分离散方法与前述的控制方程的离散方法类似。在原层流模拟计算程序的基础上，很容易将 K-ε 双方程紊流模型加入，编制出可以模拟紊流现象的铸造充型过程模拟计算程序。

（2）代数应力模型的求解

一般求解代数应力方程采用的是双源项法。这类方法在 K-ε 方程中仍保留原来的紊流黏性（各向同性）项，另外再加入一项新的源项。这样 K 方程可写成如下形式

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho K) + \frac{\partial}{\partial x_K}(\rho v_K K) = -\frac{\partial}{\partial x_K}\left(\Gamma_K \frac{\partial K}{\partial x_K}\right) + S_K + S'_K \qquad (6.2\text{-}89)$$

其中 S'_K 是由于各向异性效应而造成的源项，即

$$S'_K = \frac{\partial}{\partial x_K}\left(\rho c_\varepsilon \frac{K}{\varepsilon}\overline{v'_K v'_1}\frac{\partial K}{\partial x_K}\right) - \frac{\partial}{\partial x_K}\left(\Gamma_K \frac{\partial K}{\partial x_K}\right) \qquad (6.2\text{-}90)$$

$$\Gamma_K = c_\mu \rho K^2 / (\varepsilon \sigma_K) \qquad (6.2\text{-}91)$$

对 ε 方程可作类似的处理。然后按照下面的顺序求解：

1）先令 $S'_K = 0$，解 K、ε 方程，即先用通常的 K-ε 模型求解，找出初步的值 K^*、ε^* 以及相应的时均速度场 v_i^* 等。

2）将以上的初步值代入到各应力分量的代数式中，算出 S'_K 和 S'_ε 的值。

3）将 S'_K 和 S'_ε 乘以某个小于1的系数（一般取0.3左右），然后代入到 K、ε 方程中重新计算，得到新值 $K^{(1)}$，$\varepsilon^{(1)}$，$v_i^{(1)}$ 等。

4）用3）求得的新值重新计算出 S'_K 和 S'_ε 的值。

5）对上述计算步骤进行迭代，直至得到最后收敛的解。

(3) 低 *Re* 数紊流模型求解和壁面函数法

上述两种基于 K-ε 双方程的紊流模型和有关的常数都是在远离壁面或靠近壁面的旺盛紊流流动条件下得出的，可以称作高 *Re* 数的模型。也就是说 K 方程及 ε 方程仅适用于紊流雷诺数 Re_t 足够大的区域。这里紊流雷诺数 Re_t 定义为

$$Re_t = \rho K^2/(\mu\varepsilon) \tag{6.2-92}$$

在铸造充型过程的数值模拟中，紊流计算不可避免地要涉及到铸型壁面及覆盖在壁面上的边界层。根据边界层的结构特征，在贴近固体壁面处存在着黏性底层及过渡区，此处紊流雷诺数 Re_t 已经很小，雷诺应力与分子黏性应力有同样的数量级，显然对壁面附近区域的计算必须考虑分子黏性的影响，若将上述高 *Re* 数的 K-ε 双方程模型应用到壁面附近区域的计算中去，必须作出修正，或对壁面附近的紊流黏性系数作出特殊的处理。

1）低 *Re* 数模型　高雷诺数紊流模型要应用到靠近壁面的黏性层区域，必须在三个方面作出修正：

① 在 K 和 ε 的输运方程中，必须考虑到分子扩散项。

② 在低 Re_t 数区域内，c_μ 和 c_2 等某些系数不应该是常数，而应该是紊流雷诺数的函数。

③ 需要考虑壁面耗散的非各向同性，在 K 和 ε 方程中加入修正项。

据此，得出适用于壁面黏性区的低 *Re* 数的模型。

低 *Re* 数模型的紊流脉动动能 K 方程和紊流脉动动能耗散率 ε 方程分别是

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho K) + \frac{\partial}{\partial x_i}(\rho u_i K) = \frac{\partial}{\partial x_i}\left[\left(\mu + \frac{\mu_t}{\sigma_k}\right)\frac{\partial K}{\partial x_i}\right] + G_K - \rho\varepsilon - 2\mu\left(\frac{\partial K^{1/2}}{\partial h}\right)^2 \tag{6.2-93}$$

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho\varepsilon) + \frac{\partial}{\partial x_i}(\rho u_i\varepsilon) = \frac{\partial}{\partial x_i}\left[\left(\mu + \frac{\mu_t}{\sigma_\varepsilon}\right)\frac{\partial \varepsilon}{\partial x_i}\right] + (c_1 f_1 p_p - c_2 f_2 \rho\varepsilon)\frac{\varepsilon}{K} + 2\frac{\mu\mu_t}{\rho}\left(\frac{\partial^2 u}{\partial h^2}\right)^2 \tag{6.2-94}$$

这里 $i = 1, 2, 3$，h 是固体壁面的法线方向。其它系数的取值或表达式如下

$\mu_t = f_\mu c_\mu \rho K^2/\varepsilon$，$f_\mu = \exp[-2.5/(1 + Re_t/50)]$，$f_1 = 1.0$，$f_2 = 0.3\exp(-Re_t^2)$。

从低 *Re* 数模型的 K 方程中可以看到，非定常项和对流项与高 *Re* 数模型的 K 方程的对应项是相同的，而扩散项中的扩散系数写成了 $\mu + \frac{\mu_t}{\sigma_K}$，这是由于在旺盛紊流区 μ 比 μ_t 小得多，因而不必考虑，而在壁面区 μ_t 很快下降，由分子运动引起的流体动力黏度 μ 对紊流脉动动能扩散的影响必须考虑。当进入黏性底层时，μ_t 已经很小，起作用的只有 μ。在 K 方程的源项 S_K 中，紊流脉动动能的产生项 G_K 没有改变，而减少项中增加了 $-2\mu\left(\frac{\partial K^{1/2}}{\partial h}\right)^2$，这是为了使 K 方程和 ε 方程在固体壁面处的边界条件能够取为0。

2）壁面函数法　低 *Re* 数 K-ε 双方程类的紊流模型可以一直用到贴近壁面的地方，并获得较为满意的解，但近壁区需要划分很多计算单元，这样降低了计算效率。为了能够处理贴近壁面的区域，而又不增加太多的计算量，可以采用另外一种简单的方法即壁面函数法。

壁面函数法的思想是在紊流核心区仍采用高 *Re* 数 K-ε 模型，而且将第一内节点直接布置在旺盛紊流区域内，近壁影响全部集中在第一内节点所在的控制体内，尽管那里的速度变化剧烈但速度梯度仍然按照第一内节点与壁面的一阶差分来计算，关键的措施是根据经验和半经验的方法合理地选择各方程在边界节点处的扩散系数或边界第一内节点的值，使之能够近似地反映近壁区的全部影响。

近壁区内有因次速度的分布似乎分散无序，但无因次速度却有规律可循。无因次速度 u^+ 和无因次法向距离 y^+ 的定义分别是

$$u^+ = u/u^* \tag{6.2-95}$$

$$y^+ = yu^*\rho/\mu \tag{6.2-96}$$

式中，u^* 是壁面摩擦速度；$u^* = \sqrt{\tau_w/\rho}$。

近壁流动可以分为三层：黏性底层、过渡层和旺盛紊流层。黏性底层内无因次速度呈线性分布，旺盛紊流区的无因次速度呈对数规律分布。为了计算方便，把近壁区简化为黏性底层和对数规律层两层。

为了合理选择边界节点扩散系数，现在考察图6.2-13所示的沿 x 方向的近壁离散网格。图中 B 为壁面的边界节点，I 为第一内节点。

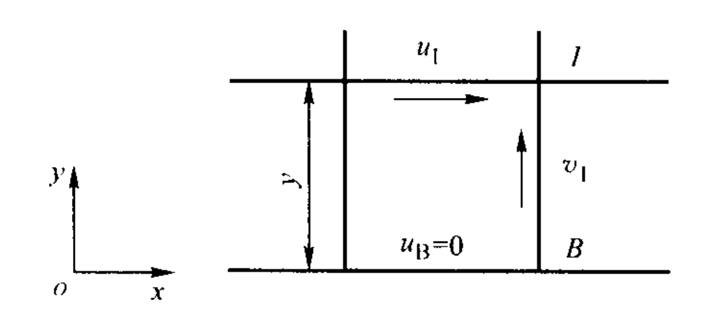


图6.2-13　壁面函数法示意图

下面以二维情况为例，逐个方程加以讨论。

对于 v 方程，由于壁面无滑移及不可穿透条件 $\left(\frac{\partial v}{\partial y}\right)_B = 0$，故应取壁面扩散系数 $\Gamma_B = 0$

对于 u 方程，壁面切应力的定义为 $\tau_w = \mu\left(\frac{\partial u}{\partial y}\right)_B$

其中壁面上速度梯度 $\left(\frac{\partial u}{\partial y}\right)_B$ 是未知的，如果希望用第一内节点速度 u_I 和壁面速度 $u_B = 0$ 的一阶差分来代替这个速度梯度，那么壁面切应力成为

$$\tau_w = \Gamma_B u_I/y \tag{6.2-97}$$

这里引入壁面当量扩散系数 Γ_B，目的是使上式计算的壁面切应力与壁面附近复杂速度分布下的实际切应力保持相等。

将无因次速度和无因次法向距离的定义代入上式，得

$$\Gamma_B = \mu y^+/u^+ \tag{6.2-98}$$

由于将第一个内节点布置在对数规律层内，所以有

$$\Gamma_B = \frac{\mu y^+}{2.5\ln(9y^+)}\mu y^+/u^+ \tag{6.2-99}$$

可见 u 方程边界扩散系数 Γ_B 取决于第一内节点的无因次距离 y^+，计算 y^+ 要先确定 u^+ 的值。近似认为近壁边界层中压应力 τ 与壁面上的切应力相等，并认为边界层流动脉动动能的产生和耗散相平衡，这时可以得到

$$u^* = \sqrt{\tau_w/\rho} = c_\mu^{1/4}K^{1/2} = c_K \tag{6.2-100}$$

$$y^+ = \rho K^{1/2} = c_\mu^{1/4}y/\mu \tag{6.2-101}$$

对于 K 方程，如果第一内节点设置在粘性底层内贴近壁面的地方，可以取 $K_w = 0$ 作为边界条件。但按壁面函数法的要求，将第一内节点布置在对数规律层，那里 K 的产生与耗散都比向壁面的扩散大得多，因而取 $(\partial K/\partial y)_w = 0$

更为合理，即要求 $\Gamma_B = 0$。

对于 ε 方程，贴近壁面处紊流脉动动能 K 和长度尺度 L 同时趋近于 0，使得壁面上的 ε 难以确定。事实上，紧贴壁面处 K 趋近于 0，而相应的耗散率 ε 应趋近于无穷大。为了避免给 ε 赋值的困难，可直接用一个代数关系式来计算第一内节点 ε_1 值。利用混合长度理论来确定这里的长度尺度 L_1，从而能够得到

$$\varepsilon_1 = \frac{c_\mu^{3/4} K_1^{3/2}}{0.4 y_1} \tag{6.2-102}$$

对内节点赋以给定的值只能通过设置一个大源项来实现，为此取第一内节点的源项为

$$(S_C)_1 = 10^{30}\varepsilon_1 \tag{6.2-103}$$

由于取了大源项，ε 方程中的对流项和扩散项比源项小得多，因而可以忽略，起作用的只是源项，最后得到的解就能保证是所选择的 ε_1 值。这时边界值和边界扩散系数也不再有意义，故可取 $\Gamma_B = 0$。

至此，壁面函数法中各个方程在固体壁面处的扩散系数或边界内节点值已经确定，方程可以求解。

（4）紊流模拟实例

英国 Birmingham 大学 Campbell 教授等人设计了一组专门用于检验铸造充型凝固过程数值模拟数学模型及计算程序正确性的实验，紊流模拟的验证是实验重点考察的内容之一。国内外的许多充型过程模拟软件均以该实验作为基准测试（Benchmark test）对象。邱伟等对该实验的例子运用紊流模型进行了计算。计算采用了两种紊流模型，即分别采用 K-ε 双方程紊流模型和代数应力方程模型进行了计算。作为对比，也采用层流模型进行了计算。计算结果如图 6.2-14 和图 6.2-15 所示，其中图 6.2-14 是采用 K-ε 双方程紊流模型计算得到的结果，图 6.2-15 是采用代数应力方程得到的结果。两组计算结果都与实验结果一致。

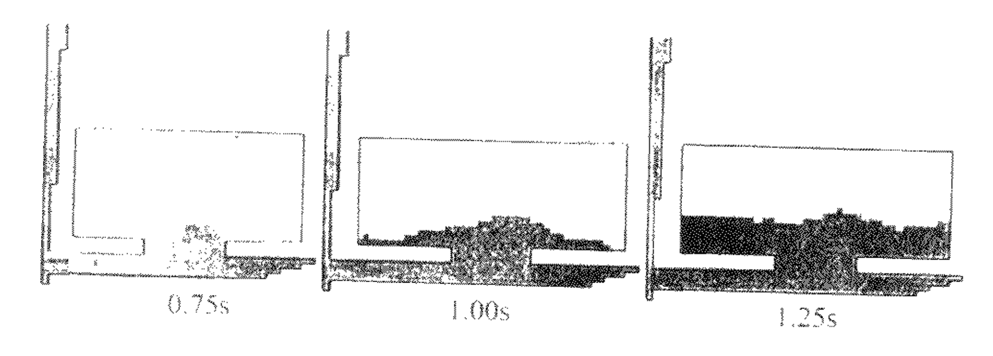


图 6.2-14　K-ε 双方程模型模拟结果

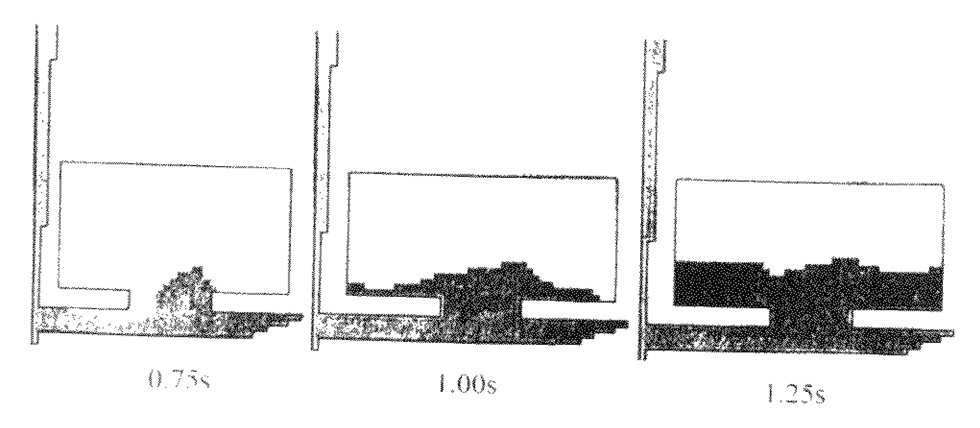


图 6.2-15　代数应力模型模拟结果

若不采用紊流模型，则得到图 6.2-16 所示的结果。液流在进入型腔时冲向型腔的左侧，这与实验结果不相符。因为横浇道底部的高速液流不能与从端部返回的液流相混合，因而返回的液流到达内浇道时，冲向型腔右侧。根据国外的模拟程序对此实验的模拟计算结果，使用紊流模型，才能对此算例做出较好的模拟，而如果不考虑紊流，那么层流模型无论用低黏度还是高黏度，都得不到正确的结果。Birmingham 大学的研究者给出了三种模型计算结果的示意图，如图 6.2-17。采用低黏度层流模型计算结果如图 6.2-17a 所示，采用高黏度层流模型则得到图 6.2-17b 的结果，而采用紊流模型的模拟结果见图 6.2-17c。

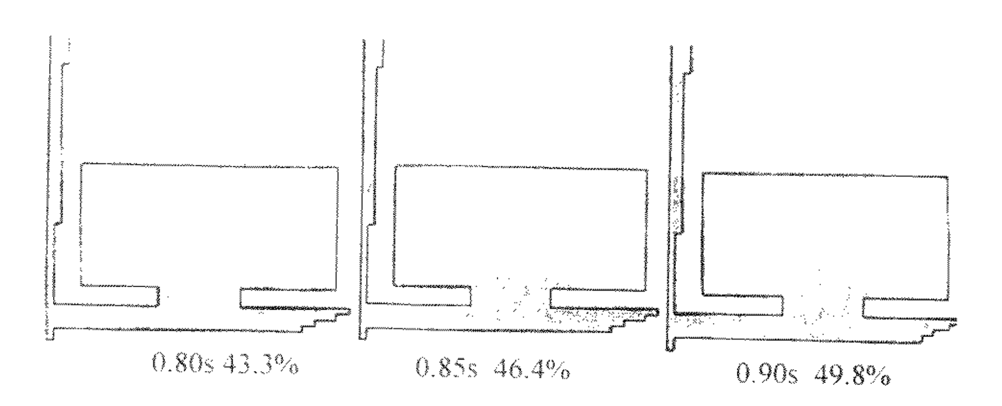


图 6.2-16　层流模型模拟结果

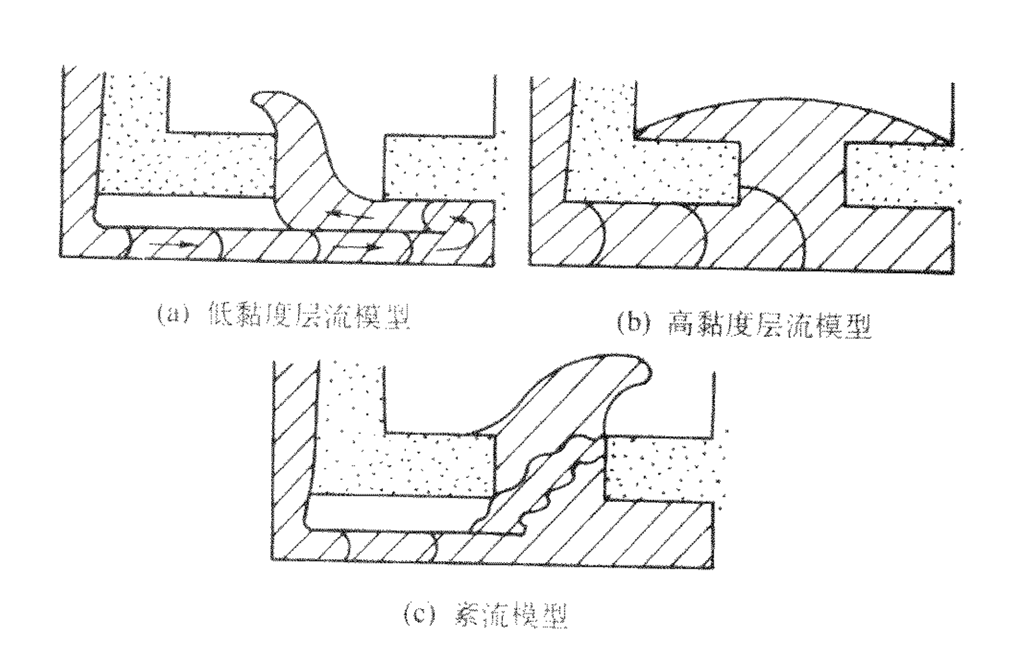


图 6.2-17　三种流动模型计算结果比较

2.5.3　充型过程温度场的计算

能量方程（6.2-14）可采用显式方法求解。其中对流项采用上风格式，热传导项采用中心差分格式，源项则可采用等价比热法、温度回升法和热焓法处理。由于处于流动状态的相邻流体单元的固相分数一般相差很小，常常可以忽略对流流体中相变对焓的影响。式（6.2-14）的离散格式为

$$F_{i,j,k}^{n+1} T_{i,j,k}^{n+1} = F_{i,j,k}^{n} T_{i,j,k}^{n} - Q_{对流} + \frac{Q_{热传导}}{\rho c} \tag{6.2-104}$$

式中，$F_{i,j,k}$ 为单元的体积分数。$Q_{对流}$ 和 $Q_{热传导}$ 分别如下

$$Q_{对流} = tfx_{i,j,k} T_E - tfx_{i-1,j,k} T_W + tfy_{i,j,k} T_N - tfy_{i,j-1,k} T_S + tfz_{i,j,k} T_U - tfz_{i,j,k-1} T_D \tag{6.2-105}$$

式中，$tfx_{i,j,k}$ 为面（$i+1/2$）上的质量流量。$u_{i,j,k}>0$，说明该单元失去流体，$tfx_{i,j,k}$ 符号为负；否则，$tfx_{i,j,k}$ 符号为正。其他面上按同样方式处理。其余参量表示如下：

$$T_E = \begin{cases} T_{i,j,k} & u_{i,j,k} > 0 \\ T_{i+1,j,k} & u_{i,j,k} < 0 \end{cases} \qquad T_W \begin{cases} T_{i-1,j,k} & u_{i-1,j,k} > 0 \\ T_{i,j,k} & u_{i-1,j,k} < 0 \end{cases}$$

$$T_N = \begin{cases} T_{i,j,k} & v_{i,j,k} > 0 \\ T_{i,j+1,k} & v_{i,j,k} < 0 \end{cases} \qquad T_S \begin{cases} T_{i,j-1,k} & v_{i,j-1,k} > 0 \\ T_{i,j,k} & v_{i,j-1,k} < 0 \end{cases}$$

$$T_U \begin{cases} T_{i,j,k} & w_{i,j,k} > 0 \\ T_{i,j,k+1} & w_{i,j,k} < 0 \end{cases} \qquad T_D = \begin{cases} T_{i,j,k-1} & w_{i,j,k-1} > 0 \\ T_{i,j,k} & w_{i,j,k-1} < 0 \end{cases}$$

$$Q_{热传导} = \frac{axp(T_{i+1,j,k} - T_{i,j,k}) - axm(T_{i,j,k} - T_{i-1,j,k})}{\delta x^2} k\delta t + \frac{ayp(T_{i,j+1,k} - T_{i,j,k}) - aym(T_{i,j,k} - T_{i,j-1,k})}{\delta y^2} k\delta t + \frac{azp(T_{i,j,k+1} - T_{i,j,k}) - azm(T_{i,j,k} - T_{i,j,k-1})}{\delta z^2} k\delta t \tag{6.2-106}$$

式中，axp 为流体在面（$i+1/2$）上的面积分数；axm 为流体在面（$i-1/2$）上的面积分数；ayp 为流体在面（$j+1/2$）上的面积分数；aym 为流体在面（$j-1/2$）上的面积分数；

azp 为流体在面（$k+1/2$）上的面积分数；azm 为流体在面（$k-1/2$）上的面积分数。

$$axp=\begin{cases}0 & nf_{i,j,k}=1\\1 & nf_{i,j,k}=2,0,7\\F_{i,j,k} & nf_{i,j,k}=3,4,5,6\end{cases}\qquad axm\begin{cases}0 & nf_{i,j,k}=2\\1 & nf_{i,j,k}=1,0,7\\F_{i,j,k} & nf_{i,j,k}=3,4,5,6\end{cases}$$

$$ayp=\begin{cases}0 & nf_{i,j,k}=3\\1 & nf_{i,j,k}=4,0,7\\F_{i,j,k} & nf_{i,j,k}=1,2,5,6\end{cases}\qquad aym=\begin{cases}0 & nf_{i,j,k}=4\\1 & nf_{i,j,k}=3,0,7\\F_{i,j,k} & nf_{i,j,k}=1,2,5,6\end{cases}$$

$$azp=\begin{cases}0 & nf_{i,j,k}=5\\1 & nf_{i,j,k}=6,0,7\\F_{i,j,k} & nf_{i,j,k}=1,2,3,4\end{cases}\qquad azm=\begin{cases}0 & nf_{i,j,k}=6\\1 & nf_{i,j,k}=5,0,7\\F_{i,j,k} & nf_{i,j,k}=1,2,3,4\end{cases}$$

式中，$nf_{i,j,k}$为自由表面内插单元的标识。$nf_{i,j,k}=1$ 说明左侧单元有流体，内插单元在左侧。$nf_{i,j,k}=2$，内插单元在右侧；$nf_{i,j,k}=3$，内插单元在下侧；$nf_{i,j,k}=4$，内插单元在上侧；$nf_{i,j,k}=5$，内插单元在底侧；$nf_{i,j,k}=6$，内插单元在顶侧；$nf_{i,j,k}=0$，该单元为满单元；$nf_{i,j,k}=7$，该单元为孤立单元。

以 $nf_{i,j,k}=1$ 为例，单元（i，j，k）内具有自由表面，内插单元在其左侧，自由表面位置见图 6.2-18a。如果单元（$i+1$，j，k）为型壁单元，由于流体并没有和型壁直接接触，所以它们之间不可能存在热传导换热。在 $Q_{热传导}$ 的离散公式中令 $axp=0$，很好地反映了这种情况。

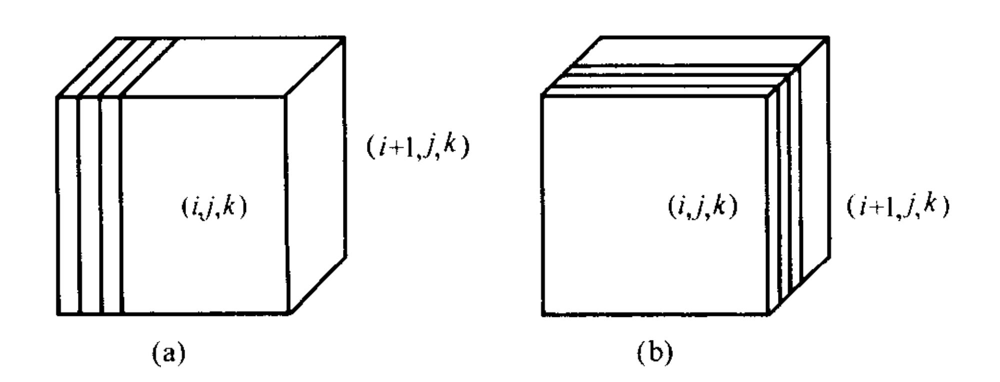


图 6.2-18 流动传热耦合计算时自由表面位置示意图

再比如，当 $nf_{i,j,k}=3$ 时内插单元在其下侧，见图 6.2-18b。单元（$i+1$，j，k）为型壁单元。从图中可以看出，流体和型壁的接触面积分数为 $f_{i,j,k}$。在 $Q_{热传导}$ 的计算公式中 $axp=f_{i,j,k}$。

总之，在进行充型过程流场温度场耦合模拟时，由于自由表面单元是部分充满的，它与相邻单元的接触面积是不断变化的，因此它们之间的热传导换热需要乘以一个系数。在上述的计算公式中，考虑了这一点，这样可以进一步提高数值模拟的精度。

2.5.4 速度边界条件

速度边界包括型壁边界和流体的自由表面边界。对于型壁边界，必须引入一个假想单元来设置速度边界条件。SOLA-VOF 给出两种典型的边界条件：自由滑动边界和无滑动边界。例如，当单元（i，j，k）右边为型壁时，则单元（$i+1$，j，k）被当作假想单元来处理（见图 6.2-19）。

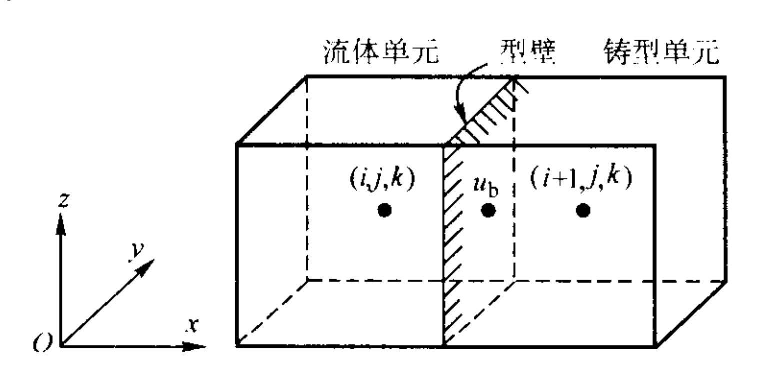


图 6.2-19 型壁边界

自由滑动边界条件为

$u_{i+1,j,k}=0, v_{i+1,j,k}=v_{i,j,k}, w_{i+1,j,k}=w_{i,j,k}$。

无滑动边界条件为

$u_{i+1,j,k}=0, v_{i+1,j,k}=-v_{i,j,k}, w_{i+1,j,k}=-w_{i,j,k}$。

对于这种理想的边界条件，也可以采用系数修正，以求更接近于实际情况。

上述边界情况可以采用如下方法修正

$u_{i+1,j,k}=0, v_{i+1,j,k}=\theta v_{i,j,k}, w_{i+1,j,k}=\theta w_{i,j,k}$。

当 $\theta=1$ 时，即为自由滑动边界条件；当 $\theta=-1$ 时，即为无滑动边界条件。当 $-1<\theta<1$ 时，θ 的取值决定于铸型条件、合金种类以及计算网格的尺寸与速度边界层尺寸的相对大小等因素。

所谓自由流动表面，就是流体和空气相接触的面。由于动量方程只能计算固定域内的速度场和压力场，而对 Δt 内新生成的自由表面的速度和压力的求解则无能为力，这部分表面网格单元的速度和压力必须通过某种理论给出，如质量守恒或流体流动惯性原理。

对于自由表面速度边界条件，其处理原则是使表面单元满足 $D_{i,j,k}=0$，即式（6.2-75）。

计算三维问题时，自由表面网格根据其相邻单元的情况可分为 63 种状态，即：周围有 1、2、3、4、5、6 个空网格，总数为 $C_6^1+C_6^2+C_6^3+C_6^4+C_6^5+C_6^6=63$。图 6.2-20 给出了若干自由表面形态，其中 S 代表表面格子，E 代表空格子，n 表示形位指数。

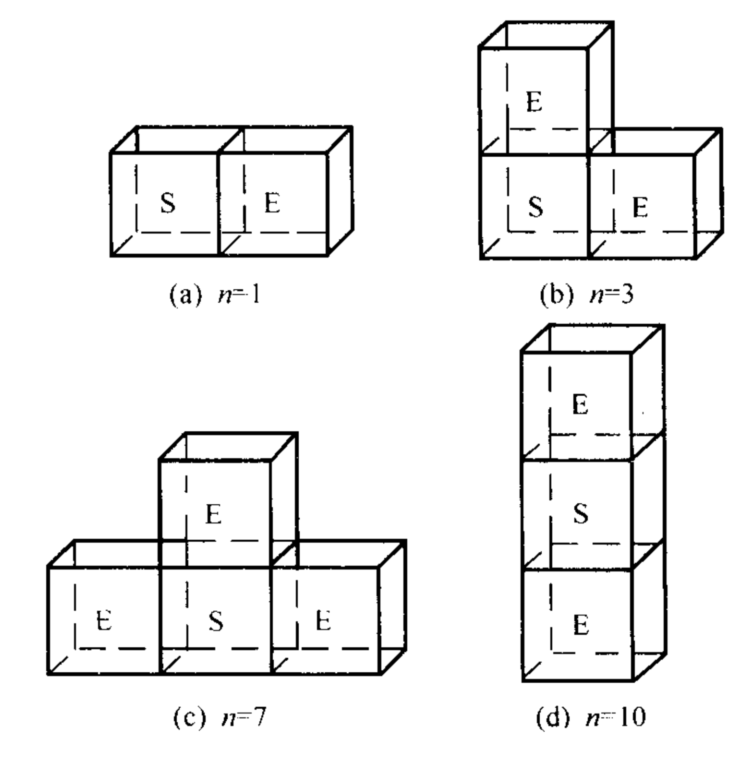


图 6.2-20 几种自由表面形态

根据连续性方程，对当前计算格子为（i，j，k）的自由表面网格，图中几种情况的速度为

当 $n=1$ 时

$$u(i,j,k)=u(i-1,j,k)-\Delta x\left[\frac{v(i,j,k)-v(i,j-1,k)}{\Delta y}+\frac{w(i,j,k)-w(i,j,k-1)}{\Delta z}\right]\tag{6.2-107}$$

当 $n=3$ 时

$$u(i,j,k)=u(i-1,j,k)-\Delta x\left[\frac{w(i,j,k)-w(i,j,k-1)}{2\Delta z}\right]\tag{6.2-108a}$$

$$v(i,j,k)=v(i,j-1,k)-\Delta x\left[\frac{w(i,j,k)-w(i,j,k-1)}{2\Delta z}\right]\tag{6.2-108b}$$

当 $n=7$ 时

$$u(i-1,j,k)=u(i-1,j-1,k)\tag{6.2-109a}$$

$$u(i,j,k)=u(i,j-1,k) \quad (6.2\text{-}109b)$$

$$v(i,j,k)=v(i,j-1,k)-\Delta y\left[\frac{u(i,j,k)-u(i-1,j,k)}{\Delta x}+\frac{w(i,j,k)-w(i,j,k-1)}{\Delta z}\right] \quad (6.2\text{-}109c)$$

当 $n=10$ 时：

$$v(i,j-1,k)=\frac{v(i-1,j-1,k)+v(i+1,j-1,k)+v(i,j-1,k-1)+v(i,j-1,k+1)}{4} \quad (6.2\text{-}110a)$$

$$v(i,j,k)=v(i,j-1,k)-\Delta y\left[\frac{u(i,j,k)-u(i-1,j,k)}{\Delta x}+\frac{w(i,j,k)-w(i,j,k-1)}{\Delta z}\right] \quad (6.2\text{-}110b)$$

其他情况可由连续性定理类似求出。

2.5.5 自由表面压力边界条件

如上所述，自由表面格子的压力也无法由动量方程求出，必须通过其它方法设置。要想得到自由表面格子的压力，必须确定边界在格子中的位置，然后通过插值求表面格子压力 $p(i,j,k)$。图 6.2-21 示意了自由表面在网格中的形状（近似为平面），该表面在格子中的位置可由平面法矢量和网格中的 F 值来确定。自由表面可以表示为

$$X_{j,k}=X(y_j,z_k)=F(i-1,j,k)\Delta x(i-1)+F(i,j,k)\Delta x(i)+F(i+1,j,k)\Delta x(i+1) \quad (6.2\text{-}111a)$$

$$Y_{i,k}=Y(x_i,z_k)=F(i,j-1,k)\Delta y(j-1)+F(i,j,k)\Delta y(j)+F(i,j+1,k)\Delta y(j+1) \quad (6.2\text{-}111b)$$

$$Z_{i,j}=Z(x_i,y_j)=F(i,j,k-1)\Delta z(k-1)+F(i,j,k)\Delta z(k)+F(i,j,k+1)\Delta z(k+1) \quad (6.2\text{-}111c)$$

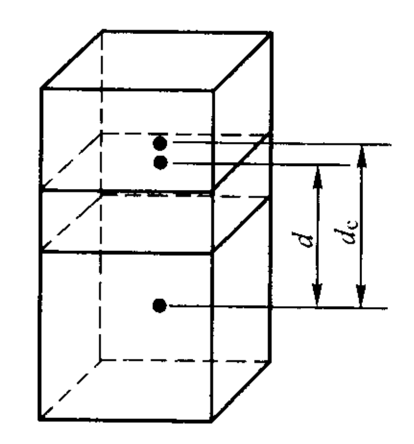


图 6.2-21　三维网格中自由表面单元压力的求解

那么自由表面法矢量与 x 轴的夹角余弦为

$$\cos\alpha=\frac{1}{\sqrt{T_{yoxy}^2+T_{zoxz}^2+1}} \quad (6.2\text{-}112a)$$

与 y 轴夹角余弦：

$$\cos\beta=\frac{1}{\sqrt{T_{xoyx}^2+T_{zoyz}^2+1}} \quad (6.2\text{-}112b)$$

与 z 轴夹角余弦

$$\cos\gamma=\frac{1}{\sqrt{T_{xozx}^2+T_{yozy}^2+1}} \quad (6.2\text{-}112c)$$

式中，T_{yoxy} 为自由表面上与 yox 平面平行的直线与 y 轴夹角的正切；T_{zoxz} 为自由表面上与 zox 平面平行的直线与 z 轴夹角的正切。其他符号的物理意义相似。比较角 α，β，γ 的大小，角度小的即为所求。

由网格中 F 值及自由表面的法矢量，可求出自由表面与插值单元中心的距离 d，将自由表面压力 p_S 和内部格子压力 p_N 之间进行线性插值，即得表面格子压力 $p(i,j,k)$。

$$p(i,j,k)=(1-\eta)p_N+\eta p_S \quad (6.2\text{-}113)$$

式中，$\eta=d_c/d$。

2.5.6 数值计算稳定性条件

三维充型过程模拟的数值稳定性条件如下：

1) 在一个时间步长内流体的运动不能超过一个单元，由此得到

$$\delta t<\min\left\{\frac{\delta x}{|u|},\frac{\delta y}{|v|},\frac{\delta z}{|w|}\right\} \quad (6.2\text{-}114)$$

式中，min 与整个流体空间有关，一般 δt 只选择上式确定值的 1/4 ~ 1/3。

2) 在一个时间步长内，动量扩散不能超过一个单元，由此得

$$\frac{\mu}{\rho}\delta t<\frac{3}{4}\left(\frac{\delta x^2\delta y^2\delta z^2}{\delta x^2\delta y^2+\delta y^2\delta z^2+\delta z^2\delta x^2}\right) \quad (6.2\text{-}115)$$

3) 当考虑表面张力时，必须对 δt 加以限制，以阻止表面张力波在一个时间步长内穿过一个以上的网格单元，因此

$$4\sigma\delta t^2<\rho\, v\,\delta x \quad (6.2\text{-}116)$$

4) 最后一个需要考虑的因素是权重因子 α，应这样选择

$$\max\left\{\left|u\frac{\delta t}{\delta x}\right|,\left|v\frac{\delta t}{\delta y}\right|,\left|w\frac{\delta t}{\delta z}\right|\right\}<\alpha\leqslant 1 \quad (6.2\text{-}117)$$

2.5.7 对流量修正

在速度—压力场迭代过程中，由于迭代精度的影响，会使某些单元的体积函数 F 大于 1 或小于 1。在 SOLA-VOF 法中可令这些单元的 F 值等于 1，计算误差累积量，并重新进行分配。

在铸造充型过程中，由于单元数多，时间步长小，充型时间长，特别是自由表面起伏很大，往往会使误差累积量变得很大，超过几十个甚至几百个单元的体积。二维情况下，充型体积的模拟值与理论值之间的误差，用 SMAC 方法为 2% ~ 3%，用 MAC 法为 10% ~ 12%。SOLA-VOF 法同 MAC 方法近似。因此，应进行适当修正。在每一个时间步长后，将误差累积量依次分配到 F 值小于 1 的满单元和 F 值随时间增加的自由表面单元中，这样就保证了流入量、充型形态和充型时间是正确的，误差累积量应控制在小于 1% 的范围内。

3 液态金属充型过程数值模拟中的并行计算技术

近年来，随着工程领域内各种技术的深入研究和广泛应用，技术人员所面临的问题越来越复杂，如天气预报、航天航空、汽车设计等等。因此对计算机的性能也提出了越来越高的要求；但是，目前计算机元器件性能的进一步提高需要在制作与工艺上付出巨大的努力。在现有基础上解决这一矛盾的方法只有一个：不断更新计算机的体系结构，改变 Von Neuman 串行计算机结构，突出的特点就是将并行性越来越多地引入到计算机系统的设计中。

并行计算技术是从 20 世纪 60 年代开始出现并发展起来的，90 年代后，并行计算理论日渐完善。由于网络通信能力的飞速发展，可扩展分布共享类并行计算机成为发展方向，并在工程计算中得到越来越多的应用。在计算流体力学中的许多大型计算问题都借助于并行计算技术进行研究。国内，清华大学工程力学系的吴子牛、国防科技大学的李晓梅、中国空气动力研究与发展中心的朱国林等都进行了卓有成效的工作。清华大学机械系柳百成院士领导的课题组应用并行计算技术进行铝合金微观组织模拟和铸造充型过程数值模拟等研究工作，已取得了一定的成果。

3.1 并行计算技术概述

物理问题并行求解需要将该问题映射到并行机上，这一映射过程是通过不同层次的抽象映射实现的。

忽略并行机的非本质细节，我们可以得到并行计算模型。在这一模型上，设计各种适合的并行算法，精确描述该

并行模型能够实现的功能。而算法本身是通过用特定的并行语言设计并行程序后得以实现。这一过程与现实世界中对物理问题的并行求解处理过程是相对应的（见图6.2-22）。下面对上述环节分别予以介绍。

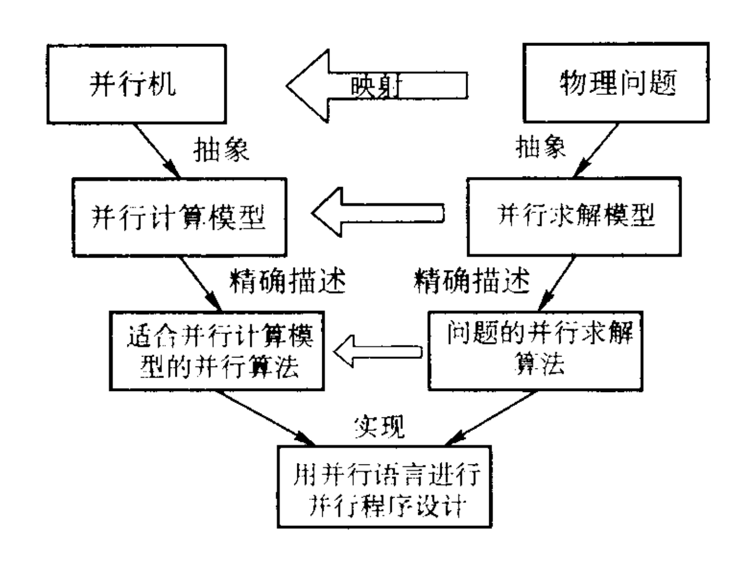


图6.2-22 物理问题的并行求解过程

3.1.1 并行计算机简介

计算机可按照不同原则分类，其中根据指令流和数据流的性质来划分的弗林（Flynn）分类法比较直观，据此可将计算机系统分类如下：单指令流单数据流（SISD）计算机，单指令流多数据流（SIMD）计算机，多指令流单数据流（MISD）计算机和多指令流多数据流（MIMD）计算机。其中MISD型计算机尚处在争议中，很少进行此方面的研究。

就目前应用情况来看，MIMD型并行机是发展最快、应用最广的并行机。其特点是各处理机在同一时刻执行不同的指令，指令来自处理机本身，各处理机不一定要同步运算；复杂的程序被分成若干可独立运行的程序，在不同处理机上分别执行并交换信息，从而实现各个级别的全面并行性。按照存储方式的不同，MIMD并行机又可分为共享存储、分布存储和分布共享存储并行处理机三类。

3.1.2 并行计算模型

并行计算模型简单地讲，是指把并行计算机的少量参数抽象出来，形成一类抽象的计算机结构，该抽象结构成为算法设计的一个基本界面，这样就脱离了具体的机器结构，使得算法软件能够标准化和商业化。

高效的并行算法的设计需要有一个抽象的并行计算机结构作为基础，这样才能保证所设计的算法具有广泛的适应性，并能依据抽象的结构来分析并行算法的效率，从而指导与并行机结构相匹配的设计。从并行计算机发展历史来看，其体系结构多种多样，要构造一个合理的并行计算机的抽象模型是很困难的。目前存在的并行计算模型，包括PRAM模型、H-PRAM模型、LogP模型、C^3模型、BDM模型、QSM模型与BSP模型等，它们对并行计算研究和发展起到了非常重要的作用。

3.1.3 并行算法与并行程序设计

并行算法，简单地说就是适合在并行计算机和向量计算机上求解问题的数值方法。Kung在《并行算法结构》一文中将并行算法定义为“多个并发进程的集合，这些进程同时并相互协作地进行运行处理，从而达到对给定问题的求解。”并行算法的研究是与并行计算机的产生和发展相辅相成，同时进行的。

并行算法根据运算基本对象的不同可分为以下两种：

1）数值并行算法　主要为数值计算方法而设计。

2）非数值并行算法　主要为符号运算而设计，如神经网络算法、遗传算法等。

如果根据并行进程间相互执行顺序关系的不同，可分为以下几种：

1）同步并行算法　进程间由于顺序执行运算而必须相互等待的并行算法，如向量算法、SIMD算法以及MIMD并行机上进程间需要相互等待通信结果的算法等。

2）异步并行算法　进程间执行相对独立，不需要相互等待的算法，通常对消息传递MIMD并行机进行设计。

3）独立并行算法　进程间执行是完全独立的，计算中的各过程不需要任何通信，例如气象预报应用中有时需要同时计算多个模型，以保证预报的实时性。

如果根据各处理器承担的计算任务粒度的不同，可分为以下几种：

1）细粒度并行算法　通常指基于向量和循环级并行的算法。

2）中粒度并行算法　通常指基于较大的循环级并行，且并行的好处足以弥补其带来的额外开销的算法。

3）大粒度并行算法　通常指基于子任务级并行算法，例如基于区域分解的并行算法。

并行算法的程序设计是与并行计算机紧密相关的，目前常用的设计方式主要有向量程序设计、共享存储程序设计、数据并行程序设计和消息传递程序设计等。

消息传递并行程序设计是现在应用最为广泛的一种设计方式。消息传递指用户必须通过显式地发送和接收消息来实现处理机间的数据交换、步伐协调与执行控制。此时，每个并行进程均有各自独立的地址空间，相互访问不能直接进行，必须通过显式消息传递实现。这种方式并行开销较大，主要适合于大粒度并行计算。消息传递为编程者提供了更灵活的控制手段和并行表达方式，因此能得到较高执行效率；但另一方面，由于复杂的信息交换、协调、控制任务都由编程者设计完成，增加了编程负担，因此编程级别较低。

目前条件下，在分布存储或分布共享存储MPP系统和NOWs上，处理机台数较多时，只有消息传递才能充分发挥并行机的性能。现在最流行的网络并行计算消息传递库为PVM（Parallel Virtual Machine）和MPI（Message Passing Interface）。几乎所有分布存储MPP、分布共享存储MPP、共享存储SMP和NOWs系统都支持这两种设计方式，因此具有很好的可移植性。由于应用广泛，在后面我们还会具体介绍PVM和MPI。

3.1.4 并行算法和并行计算机评价标准

如何建立一个客观公正的评价标准是用户非常关心的问题。与并行计算机的生产商不同，对于大多数用户来说，所关心的是实际使用中所得到的性能（持续性能），即强调用最少时间来求解一个应用问题。目前普遍使用的度量方法是以下两种：并行加速比和效率，可扩性分析。

1）加速比和效率　这是最传统的并行算法评价标准，加速比Sp定义为相对最优的串行程序在单CPU上执行的墙上时间与模拟同一问题的并行程序在多CPU上执行的墙上时间之比。

① 固定规模问题的加速比模型——Amdahl定律　设 T_1 是相对最优的串行程序在单CPU上执行的墙上时间，T_p 是模拟同一问题的并行程序在 p 台处理机上执行的墙上时间，T_s 为程序中必须顺序执行的部分，T_{para} 为程序中可以在 p 台处理机上并行执行的部分，f 为程序的串行部分占总执行时间的百分比，$f = T_s/T_1$，$1-f$ 是并行化率，指多任务或多进程部分所占原始执行时间的百分比，O 为开销（Overhead）。则有加速比 S_p

$$S_p = T_1/T_p = T_1/(T_s + T_{para}/p + O) \qquad (6.2\text{-}118)$$

忽略各类开销，则有

$$S_p(p,f) = T_1/(T_s + T_{para}/p) = T_1/[fT_1 + (1-f)T_1/p]$$

$$= p/[1-f+fp] \quad (6.2\text{-}119)$$

这就是 Amdahl 定律，它表明对于固定的 f 值，加速比的增长有一个极限值 $1/f$，无论怎样增大 p 值，都无法克服串行部分的瓶颈限制。除非程序绝大部分都并行化，否则不可能得到高的加速比。

② 固定时间的加速比模型——Gustafson 修正　经典的 Amdahl 定律隐含着问题规模不变的假设，即算法中的并行成分不随处理机台数而变化，这是不合实际的。事实上，求解问题的规模随着处理机增多而扩大，并行度也相应增加。Gustafson 等人指出，应假定串行部分所耗时间为常数，设在并行程序中只能串行执行的运算量的百分比为 f，那么在并行程序中，串行部分执行的时间保持不变，仍为 fT_p；但是并行部分作串行运算的时间却为 $p\ (1-f)\ T_p$，所以并行加速比为

$$S_p = \frac{fT_p + (1-f)T_p p}{fT + (1-f)pT_p/p} = f + (1-f)p \quad (6.2\text{-}120)$$

此式说明，如果希望获得较高的加速比，应随处理机数目的增加而增大问题的规模，而不是固定问题的规模。最好情况下，其加速比接近线性加速比。Amdahl 定律是用单处理机能串行求解的小规模问题去测定并行机的加速比，而 Gustafson 修正则是从并行机所能处理的大规模问题去度量加速比，认为 f 不是一成不变的，而是随处理机台数增多和问题规模扩大而不断减小的。

③ 效率评价标准　并行效率的定义为并行加速比与处理机台数之比。为了更加细致全面的讨论，定义数值效率 E_{num}、并行效率 E_{para} 和整体效率 E_{tot}

$$E_{num} = \frac{T_1}{\sum_{i=1}^{p} t_i} \quad (6.2\text{-}121)$$

$$E_{para} = \frac{\sum_{i=1}^{p} t_i}{T_p p} \quad (6.2\text{-}122)$$

$$E_{tot} = E_{num} E_{para} \quad (6.2\text{-}123)$$

式中，t_i 为并行算法在第 i 台处理机上计算的时间；E_{num} 为反映由于并行化所引入的冗余计算量；E_{para} 为反映并行算法的实现效果，又可以分为负载平衡效率、通信效率和计算效率；E_{tot} 为反映并行求解一个问题的实际效率。

通过这些效率准则，用户可以分析算法效率损失的主要原因，并进行相应的改进。

2）可扩性分析　并行加速比和效率标准均未涉及程序与系统的开销模式；而随着近年来对可扩性问题的研究逐步深入，人们认识到可扩性是一种更全面展示并行计算性能的属性。一般认为，随着并行系统的规模扩大，若通过适当增加问题的规模，使得并行系统的性能与其规模成线性比例增长，则该并行系统是可扩的。可扩性针对的是机器和算法构成的系统组合体，单纯讲算法可扩性或机器可扩性都是不合适的。

传统的可扩性模型包括问题规模受限模型、时间受限模型、等效率模型、事件函数模型等等，分别从不同的角度衡量系统算法的可扩性；近年来又相继研究出一些新的模型，如等平均 I/O 模型、等系统利用率模型等。读者如果希望对可扩性分析进行深入了解，可查阅相关文献。

3.2　两种主要的并行编程环境——PVM 与 MPI

上文曾经提到，目前的并行程序设计的主要方式是基于分布存储的消息传递——PVM 和 MPI，本节将主要介绍这两种设计方式。

3.2.1　PVM 并行编程简介

PVM（Parallel Virtual Machine）是一种基于局域网络的异构编程环境，它能够将一组使用 Microsoft Windows 以及 UNIX 或 LINUX 系统的异构网络环境下的计算机虚拟成一个整体的并行计算机。PVM 是由美国 Oak Ridge 国家实验室开发，目前参与的机构还包括 Tennesseee 大学、Emory 大学以及 CMU 等大学和研究机构，并得到美国能源部、国家科学基金和田纳西州政府的资助。当今所有并行机公司都宣布支持 PVM，一些大公司还针对自己的机型特点推出高效率的 PVM 产品，如 IBM 在 SP2 上提供了 PVMe 以及调试工具 pdbx。

PVM 软件系统由两部分组成：PVM 服务器（Pvmd，PVM Daemon）和 PVM 库（Libpvm）。Pvmd 分为三种：主服务器（Master pvmd，由用户在命令行首次启动），影子服务器（Shadow pvmd，与主服务器同时启动，负责启动其他节点上的从服务器影子进程），从服务器（Slave pvmd）。应用程序通过调用 Libpvm 库函数请求 pvmd 的分配以及不同节点间数据格式的转换。

PVM 系统结构紧凑，易于编程。它提出了进程组的概念，同时具有很好的容错功能。此外，PVM 支持多用户及多任务运行，支持多种并行计算模型，支持传统的 C 语言和 Fortran 语言，支持异构计算机联网构成并行虚拟计算机系统。

PVM 支持多种并行计算模型，这大大增强了 PVM 系统的灵活性和功能。基于 PVM 的计算模型，常见的编程模型有 SPMD（Same Processor Multiple Data）模型和 Master/Slave 模型。在 SPMD 中，所有的进程都是同一的，而执行数据不同，在 Master/Slave 模型中，由一个 Master 负责任务的划分、分派和结果收集，由多个 Slave 负责子任务的计算。PVM 的对象是类似工作站机群的多机系统，因此，PVM 必须在每一个节点上都要安装。计算用户必须在每个节点机上都有一个同名的账户。同时，对环境也有要求，它要使用 rshell，即每一台节点机必须启动 rshell。

常用控制台命令的一些详细介绍，读者可查阅 PVM 的联机帮助。目前 PVM3 提供了 60 多个函数分别用于 C 和 FORTRAN，以 FORTRAN 函数为例，按照功能不同主要分为：进程控制函数、信息表示函数、出错信息函数、消息传递函数（包括缓冲区管理、数据打包拆包、发送与接收等）。具体的函数定义、语法格式与使用方法请参见专门的文献。

3.2.2　MPI 并行编程简介

MPI 是第一个标准化的消息传递并行语言库，是目前应用最广的并行程序设计平台，几乎被所有并行计算环境（共享和分布式存储并行机、MPP、机群系统等）和流行的多进程操作系统（UNIX、Windows NT）所支持，基于它开发的应用程序具有最佳的可移植性。MPI 最大的特点在于它的标准化，这一标准的制定涉及到美国和欧洲的 40 个组织，大约 60 个国家的人们，包括并行计算机的多数主要生产商，还有来自大学、政府实验室和工厂的研究者们。经过讨论，于 1993 年 2 月推出了 MPI1.0，后来经过扩充和提高，1997 年 7 月，推出了 MPI2.0。

严格讲，MPI 不是一门计算机语言，而是一个函数库，它可以被 FORTRAN 77/C/FORTRAN 90/C++ 调用，调用规则与一般的函数/过程完全相同。MPI 作为一个标准，它设计了一个应用编程接口，可以在异构环境下提供实现。MPI 具有更大的灵活性，能够在基本的通信和系统软件无重大改变时，在许多生产商的平台上实现。

大部分 MPI 程序设计都采用两种基本模式：对等模式和主从模式。对等模式指在整个程序运行过程中，各个进程的地位完全平等，所有节点拥有相同的权限和能力；主从模式指程序运行时，有一个进程为主进程，其他为从进程，主进程控制和管理从进程的运行，并进行节点间的调度。只要掌握了这两种基本模式及其在 MPI 中的表达方式，其他更为复杂的问题都可以转换为其中任何一种模式或者这两种模式的

任意排列组合和多层次的嵌套组合。

有关 MPI 具体的编程应用和函数说明，可以参见《高性能计算并行编程技术——MPI 并行程序设计》。书中除讲解了 MPI 的基本编程，还介绍了为提高程序性能而引入的高级特性，包括非阻塞通信、组通信、不连续数据传送以及虚拟进程拓扑等。

3.3　铸造充型数值模拟中的并行计算技术应用

一般来说，在 CFD 数值模拟计算中，计算网格为结构、非结构或混合网格，控制方程为 Navier-Stokes 或 Euler 方程，它们是高度非线性的，采用有限差分法、有限体积法或有限元等方法进行离散，通常可分为按显格式或隐格式求解，绝大部分将转化为所谓强数据相关问题，如大型稀疏线性代数方程的求解等。从数学性质来说，显格式是固有并行且并行不影响数值特性的，但是由于是条件稳定，因此计算时间步长受到 CFL 条件限制。隐格式主要分为分裂法、迭代法和直接法。多重网格法是近年的研究热点之一，这种方法可以有效提高计算效率，既适用于显格式也适用于隐格式。

并行计算技术的应用日益广泛，但是距离实用化、商品化还有一定距离。而在铸造充型过程数值模拟计算领域，目前采用并行计算技术的实例还比较少。清华大学柳百成院士领导的课题组在这方面进行了有益的探索。在采用 SOLA-VOF 法计算充型过程的基础上，针对中小规模铸件，提出了一种并行搜索算法，以提高计算效率；而对大规模铸件，采用并行分区算法进行计算。

3.3.1　并行搜索算法

（1）算法描述

通过对 SOLA-VOF 法计算过程的分析，在串行计算中，存在某些参数，对计算结果没有影响，但是不同的参数下的运算效率却不同。针对这种情况，提出了一种新的计算方法——并行搜索算法：根据数值方法选择对效率影响较大的参数，在计算过程中利用机群的并行节点动态地调整参数，达到提高效率、减少时间的目的。具体步骤为：

1）根据数值方法选择效率参数。

2）在每个节点设置不同的效率参数，并启动计算。

3）过一定时间间隔，检查所有节点的进度，根据最快节点调整效率参数，然后继续进行计算。

4）重复步骤 3)，直至计算结束。

图 6.2-23 中显示了上述求解过程。这里假设使用 4 节点的并行计算系统。方框内部分对应步骤 3)，并在右侧详细描述了该步骤的内容。图中矩形代表节点，水平线表示同一时刻，纵向箭头表示计算的前进，水平箭头表示节点间的通信。步骤 3）包含内容如下：

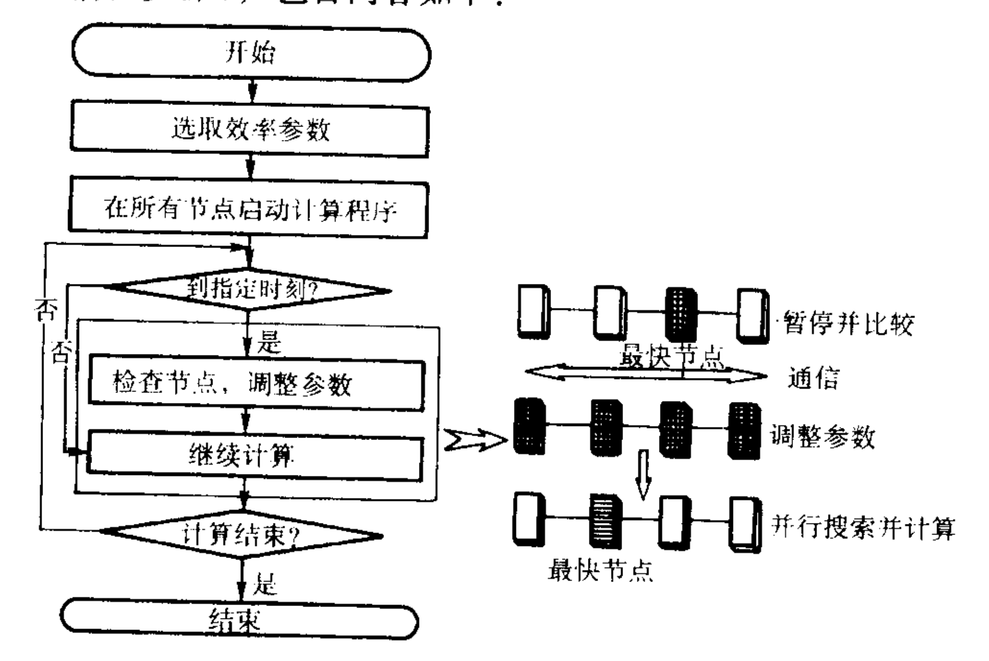


图 6.2-23　并行搜索算法示意图

① 暂停所有节点计算，比较其进展情况，选择计算最快的节点（假设如图中带花纹的矩形所示）。

② 广播最快节点的全部中间结果，包括各个数组、变量等（图中水平箭头表示数据向所有其它节点传递）。

③ 调整其它节点效率参数。

④ 所有节点继续进行计算。

最后，较为理想的计算过程就是采用图中花纹矩形所含参数进行的。

影响计算效率的因素很多，如迭代计算方向、SOLA-VOF 法中的松弛因子、各种权重因子等等。

（2）算法应用

并行搜索算法的实例计算在清华大学计算机系采用机群技术开发的 TH-NPSC2 系统上进行。该系统为 SMP 结构，CPU 是 PIII 733。通信网络包括 100M 的 Ethernet 和高速的 Myrinet 两套系统。通信环境版本为 MPICH - 1.1.1，操作系统是 Redhat 6.2。计算测试选择的零件包括形状简单的测试件（平板件）和实际压铸产品（B5 机油滤清支架、倒档伺服活塞、3/4 档蓄力器等）。表 6.2-2 即为测试的参数和结果。

通过对比，可以得出以下结论：

并行搜索模型在中小计算规模的情况下，能够较大地提高计算效率，减少计算时间，且加速比基本随着参与计算的节点数目增多而增大。但是，对于不同零件的充型过程模拟，并行搜索算法加速效果不同。

表 6.2-2　并行搜索算法计算测试结果

零件名称	铸件网格 N	单机计算 t_s/h	节点数目 n	并行搜索 t_p/h	效率 $\eta/\%$
平板件	8，772	1.34	8	0.89	33.6
平板件	8，772	1.34	12	0.90	32.8
平板件	8，772	1.34	16	0.81	39.6
B5 机油滤清支架	85，758	28.77①	16	2.9	>90
倒档伺服活塞	59，261	—②	16	65.47	—②
3/4 档蓄力器	46，106	—②	16	30.25	—②

① 是充型至 57.17% 时计算所用的时间。

② 是由于计算过程缓慢（超过 150 h）而未完成最终结果，无法得到数值。

3.3.2　并行分区算法

工业生产中的实际铸件形状多样，尤其是压铸零件，不仅形状复杂，而且零件壁薄，这样才进行剖分后会生成数目巨大的网格。当网格数达到一定程度时，普通的单机计算就无法进行处理；而并行计算技术提供了解决这一问题的有力工具。

（1）算法设计

采用并行计算方法基本的处理思想就是将整个求解域按照一定方式分解为子域，分配到并行计算系统的各个节点分别计算，并通过通信相互联系。区域分解法就描述了这一原则：设 Ω 表示计算区域，则有

$$\overline{\Omega} = \bigcup_{i=1}^{m} \overline{\Omega}_i \qquad (6.2\text{-}124)$$

康立山曾提出过一种基于区域分裂的异步并行算法 S-CR（Schwarz-Chaotic Relaxation，Schwarz 混乱松弛法），其基本思想是将子域分配给各处理机，由该处理机独立负责松弛本地的子域迭代过程；子域之间拟边界上的近似解负责计算过程中最新的信息交换；设定某些作为判断依据的控制信息参与过程之间的通信。

（2）S-CR 算法

考虑 Dirichlet 问题：

$$\begin{cases} Au = f(x), \text{in } \Omega \\ u|_{\Gamma} = \varphi(x), \end{cases}$$

$\Omega \subset R^n$ 为一开区域，并满足锥形条件；

Γ 为边界；

A 为二阶线性偏微分算子。

$$\tag{6.2-125}$$

引入空间

$$H_{\varphi}^{1}(\Omega) = \{u \mid D^{\alpha}u \in L_2(\Omega), \forall \alpha, |\alpha| \leqslant 1, u|_{\Gamma} = \varphi\} \tag{6.2-126}$$

式中，$\alpha = (\alpha_1, \alpha_2, \cdots, \alpha_n)$；$|\alpha| = \sum_{i=1}^{n}\alpha_i$；$D^{\alpha}u = \frac{\partial^{|\alpha|}u}{\partial x_1^{\alpha_1}\partial x_2^{\alpha_2}\cdots\partial x_n^{\alpha_n}}$表示对 u 的 α 阶广义导数。整个求解区域分为多个子域，示意图如图 6.2-24。

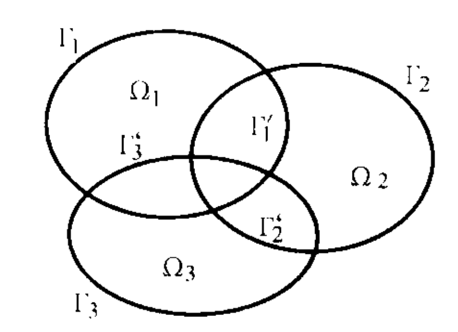


图 6.2-24　异步并行算法 S-CR 分区示意图

设将全域分解为 m 个子域 Ω_j（$j \in M = \{1, 2, \cdots, m\}$），图中 Γ 表示实际边界，Γ' 表示分区后某子域在相邻子域内形成的新边界（拟边界）。要求对每一个子域来说，至少有另一个子域与其重叠，而没有任何子域与其重合，所有拟边界与边界均不相切。S-CR 法的迭代格式为

给定一初始猜测 $u^0 \in H_{\varphi}^{1}(\Omega)$，作序列 $\{u^{i(j)}\}$，有

$$\begin{aligned} u^{i(j)} &= \{u \mid Au = f, \text{in}\Omega_j \\ u &= u^{i-1(s)}, \text{in}\Omega - \Omega_j \quad \text{on}\Gamma'_j \\ u|_{\Gamma_j} &= \varphi\} \\ s, j &\in M\{1, 2, \cdots, m\} \end{aligned} \tag{6.2-127}$$

其中，$u^{i(j)}$ 表示第 i 步松弛第 j 个子域得到的近似解。当 $i \to \infty$ 时，该序列收敛于问题 6－124 的解。

根据 S-CR 算法，我们可以设计并行分区算法。

首先，在时间上，压铸充型过程是一个非定常问题，即随着时间的推进逐步求解。在每一时间层内，各个子区域上的求解运算是并行处理的，而各处理机对于时间层应是同步的。

其次，从空间角度考虑，将整个求解域划分为多个子域。指定一台处理机作为主节点，存储某些指定的公共信息（称为整体变量）。主进程负责收集各子节点的数据，并控制整个计算过程。各子节点存储了计算程序和各子域数据，子进程仅负责每一时间步内该子域的计算工作，计算过程中需与主节点的整体变量交换数据。从整体来看，相当于模拟过程在一个“大”的计算机上串行完成，主节点在需要计算时把任务分派出去，计算完成后将结果接收。

算法中定义的整体变量是判断整个过程进展的控制信息，其目的是保证必要的精度、效率，以及逻辑关系的正确性，具体构成如下

$$\begin{cases} u(\Gamma') = (u(\Gamma'_1), u(\Gamma'_2), \cdots, u(\Gamma'_m)) \\ ERROR = (\varepsilon_1, \varepsilon_2, \cdots, \varepsilon_m) \\ E \end{cases}$$

其中 $u(\Gamma'_i)$ 为拟边界上的数据，ε_m 为各子域数据的误差，E 为全局误差值。

算法结构和数据存储如图 6.2-25 所示。

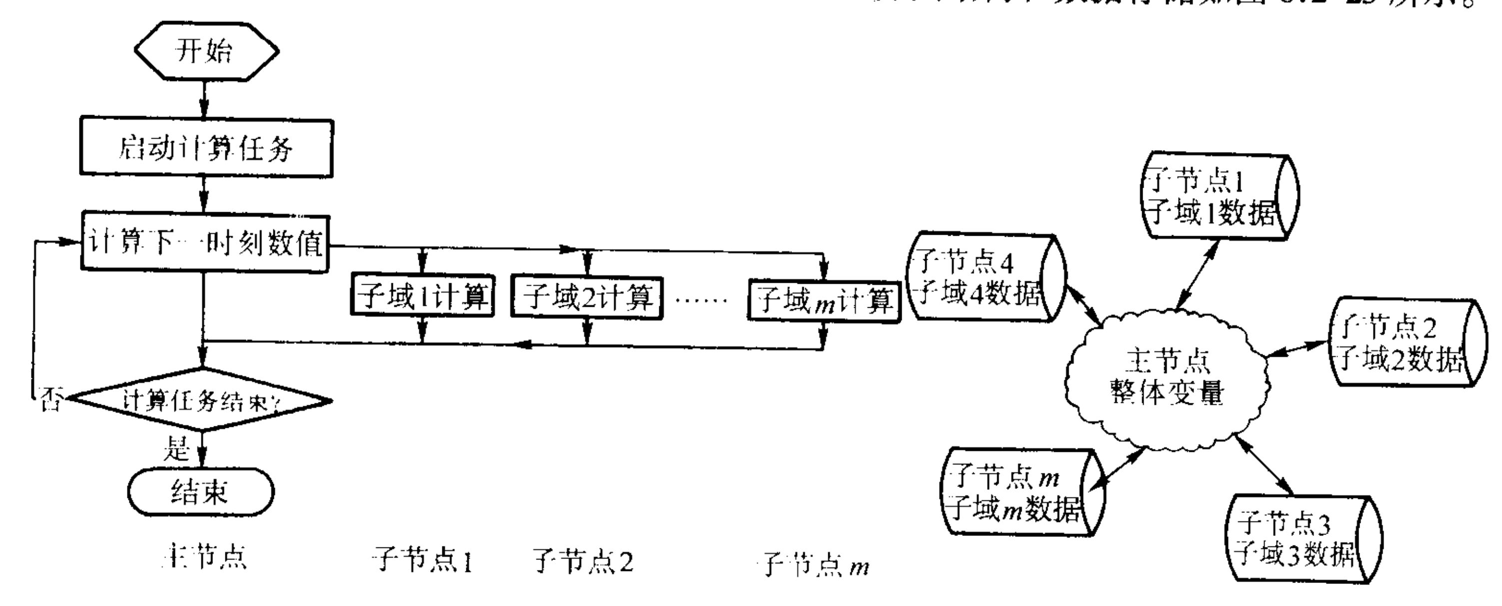


图 6.2-25　分区算法流程图与数据关系

在每一时间步内主要的工作是计算流场中的各种变量。SOLA 法的求解步骤可以分为两种情况：压力场迭代和其他显式计算步骤。显式步骤的处理过程比较简单，由于不存在迭代，因此每个子节点可以根据本子域内数据进行。压力迭代步的并行处理要复杂得多，以 S-CR 法为基础的异步并行算法主要应用于此。

P_j 在对子域 j 进行第 i 步松弛的过程为：过程读有关的整体变量，包括其他过程最新提供的拟边界 Γ'_j 上近似解数据及控制信息；根据这些信息，在 Ω_j 上进行计算，更新上一步松弛的结果，该更新意味着修改了包含于 Ω_j 内的部分拟边界 Γ'_i（$\Gamma'_i \cap \Omega_j \neq 0$）数据，以及作为某些控制信息的整体变量；最后，该过程按照预先设定的周期把经过修改的整体变量传送回主进程。每完成一次这样的循环后，过程启动下一循环或者结束自身计算都由在整体变量中的控制信息来决定。

在每一时间步的计算工作中，所有子节点 P_j 并行运转，运转过程中不断读取和更新整体变量信息。由于子节点仅仅与主节点进行通信，且通信可能随时发生，而子节点之间不存在直接联系，因而这是一种异步并行。但是，在全局控制信息 E 的作用下，在当前时间步终了时，所有过程将同时结束（此时 E 小于设定的误差限）。这种并行算法具有良好的容错性、弱相关性、异步性。

此外，在算法设计中还需要考虑诸如子域划分、松弛因子选择、进程通信、全局收敛判断等问题。

应用异步并行算法进行的精度测试表明，该算法计算结果与实验基本吻合，较为准确地反映了流体流动过程。而通过对计算规模的测试，该算法能够处理压铸充型模拟的大规模计算问题，所能处理的最大计算规模随着参与计算的节点数目增加而线性增长。在 TH-NPSC2 系统上进行计算，处理的网格数目达到数千万量级，这对实际的应用计算具有非常重要的意义，尤其针对剖分后往往形成上千万单元的压铸零件，都可以完成计算。

4　液态金属充型过程的简化模型及简化算法

当前开发的铸造充型过程模拟软件在保证精度的同时，如何提高模拟软件的效率一直是面临的瓶颈问题之一。充型模拟由于计算繁琐，因此运算时间较长，效率较低，一些复杂、大型零件的计算一般都需要几十小时甚至数十天之久。这在很大程度上制约了软件在工程中的实际应用。

为了满足实用化的要求，有些研究人员提出了一些简化的计算方案。这些简化方法在处理特定零件模拟计算方面具有非常实用的优点。

4.1　变网格方法

流场计算是铸造过程数值模拟计算的第一个环节，为后续的凝固计算提供准确的初始温度场。对同一铸件，在同样的剖分网格数目下，充型过程的模拟计算极为复杂，需要内存量大，且迭代收敛缓慢；而凝固过程的温度场计算相对需要的内存空间小，运算也要简单些。因此缩短流场模拟时间是提高计算效率的关键。变网格方法思想的基本内容为：采用不同的空间步长分别模拟计算充型和凝固过程，在充型模拟中采用粗网格，而在凝固模拟中采用细网格，并设计接口模块实现两种网格之间精确完整的转换。

变网格方法的具体思路如下。

在铸造过程模拟进行之前，同一个零件已按不同的空间步长剖分为粗网格和细网格两个文件；

充型过程模拟计算使用粗网格文件。在该计算结束之时，生成一个粗网格初始温度场文件；

将此文件转换为细网格的温度场文件，进行后续凝固模拟计算，其转换方法见图 6.2-26。为简单起见，图 6.2-26 只画出了二维示意图。图中虚线代表粗网格，其标识值分别为 (i_1, j_1, k_1)、(i_2, j_2, k_2)、(i_3, j_3, k_3)、(i_4, j_4, k_4)，实线表示细网格，其标识值为 (i, j, k)。

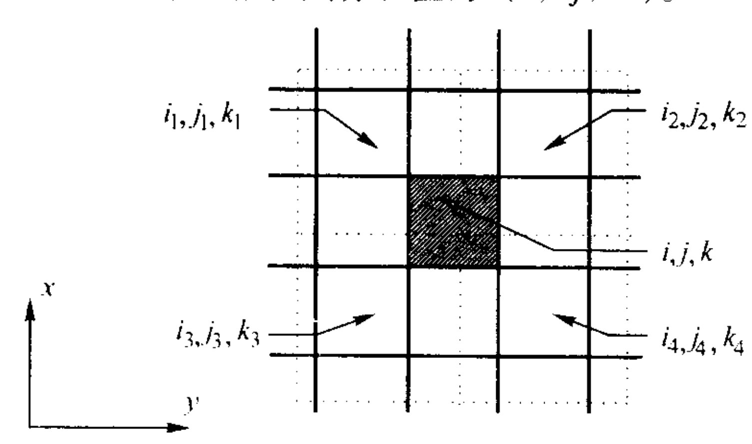


图 6.2-26　粗细网格对比示意图

我们可以判断细网格的四个顶点所对应粗网格的位置，即各个顶点分别属于哪个粗网格，然后将这四个粗网格的温度值平均，以此平均值赋给当前的细网格，作为其温度值。

在每个方向上，粗细网格的标识值、剖分步长应满足下面的关系

$$\Delta x_i D_i = \delta x_i d_i + \Delta E \tag{6.2-128}$$

式中，下标 i 表示 x、y、z 三个方向；Δx_i 表示粗网格步长；D_i 表示粗网格标识值；δx_i 表示细网格步长；d_i 表示细网格标识值；ΔE 是一个非负数，其值介于零和相应方向的粗网格步长之间。

粗细网格的转换过程中要注意的是：

1) 剖分粗网格和细网格文件时，要保持基准点的一致。

2) 细网格八个顶点所占据的粗网格中可能同时会包括铸型和铸件两种单元，但是一个细网格只能是一种属性。此时，如果细网格是铸件单元，则只考虑相关的粗网格中铸件单元的温度平均值，反之若为铸型单元，则只考虑相关的粗网格中铸型单元的温度平均值。

3) 变网格方法主要适用于形状复杂的厚大零件的计算。

4.2　近表面迭代方法

变网格方法仍然需要完全求解流场数学模型，因此对流动计算本身却没有加速作用。近表面迭代方法是一种针对流动模拟全模型计算的简化方法，以求加速迭代收敛，提高计算效率。

铸造工艺中存在相当数量的零件，其液态金属的充型基本是顺序进行的，不存在剧烈的液面波动和振荡。细致考察其充填过程，可将液态金属的充填区域分成两个部分：内部单元和自由表面单元——自由表面不断向前推移，形成新的自由表面单元，同时原有的自由表面单元又成为内部单元（见图 6.2-27）。

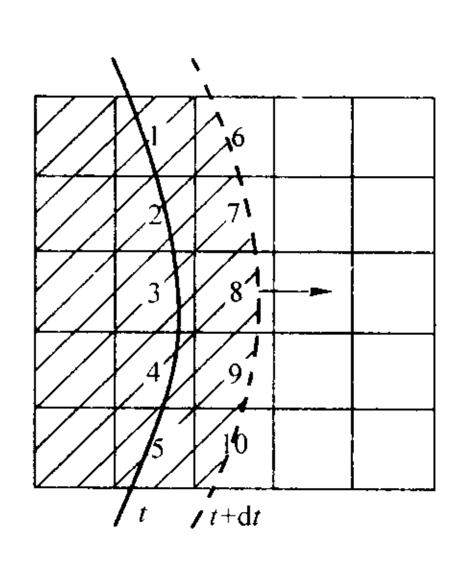


图 6.2-27　近表面迭代方法示意图

图中，箭头表示液态金属流动方向，阴影部分是液态金属已充填空间。经过时间 dt 之后液态金属的边界前沿由 t 时刻推移到了 $t+dt$ 时刻所示的边界处。此时，t 时刻的自由表面单元 1、2、3、4、5 成为内部单元，而 t 时刻的空单元 6、7、8、9、10 在时刻 $t+dt$ 成为新的自由表面单元。

在这种形式的充填过程中，可以近似认为内部单元经过一定时间后，它所包含的速度、压力等信息在后续的充型过程中不再发生变化；主要变化只集中在自由表面单元和紧邻自由表面的内部单元。根据这种近似，提出了近表面迭代方法：在每一个时间步长之内，仅在自由表面单元及其紧邻的内部单元内进行速度场和压力场的迭代计算；计算收敛后，结合内部原有区域的速度场和压力场，作为新时刻的计算终了值。如图 6.2-27 所示，$t+dt$ 时刻的压力速度场的迭代计算只在单元 1～10 中进行。

这种简化方法，计算单元数从三维的“体”改为二维的“面”，计算量减小了一个数量级，因此极大地减少了参与迭代计算的单元数，缩小了求解规模，缩短了计算时间。这里需要强调的是这种简化的前提条件，即必须顺序充填，且自由表面波动不大，避免出现流体回流、交汇、分离、振荡等情况。

4.3　逐层充填简化方法

通过上一小节的讨论，我们了解到对某种特定的充填形态可以采用简化方法提高计算效率。进一步考虑，在某些特殊的工艺下，铸造充型过程更加平稳，液态金属基本上呈逐层充填模式，如低压铸造、重力铸造中的底注工艺等。此类工艺中一个突出特点是充填过程不仅顺序进行，而且自由表面各点在一个短暂的时间间隔后，基本沿同一方向运动几乎同样的距离。如此规范的充型特点启发研究者采用更加简化的方法进行流场模拟处理。

图 6.2-28 显示了一个底注方式平板件在充型速度较低时的充型过程和特点。

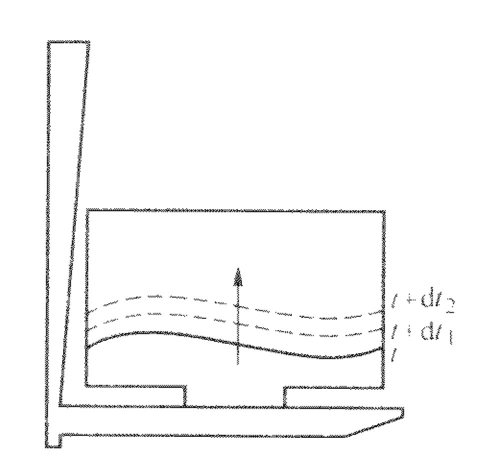


图 6.2-28　平板试件充型过程分解图

图中箭头表示液态金属的填充流动方向，实线 t、虚线 $t+dt_1$、虚线 $t+dt_2$ 分别表示 t 时刻、$t+dt_1$ 时刻、$t+dt_2$ 时刻液态金属充型的前沿边界。可以看到，液态金属的运动状态比较稳定，仿佛是在一层一层的逐渐向上堆砌，而已经充满液态金属的部分几乎没有大的变化。根据这一特点可以设想，在一定的时间间隔 dt 内，从浇口杯流入的液态金属，不需要进入到型腔内部再推动表面上升，而是按照一定规律直接分配到自由表面，从而确定新时刻的充填形貌。这就是逐层充填简化方法的基本思想。

在充填平稳期使用这种简化方法，不需要知道流动区域的速度场和压力场，也不必再求解连续性方程和动量方程，这样就大大的缩短了充型模拟的时间。

逐层充填简化方法中需要注意的是：

1）分配流量时，要求每个表面单元分配到的流量不得超过本单元体积的 30%，以免误差过大。

2）分配之后若有单元的体积分数大于 1，则需要再进行适当调整。

3）若有空单元被分配了流量，应取与此单元相邻的液态金属单元的温度的平均值作为该单元温度。

4）对新的充填区域温度场进行计算时，只考虑热传导项。

为验证逐层充填方法的精度，采用了低压铸造汽车轮毂铸件为测试对象。根据轮毂铸件的充型特点，可将充型过程分解为图 6.2-29 所示几个阶段。

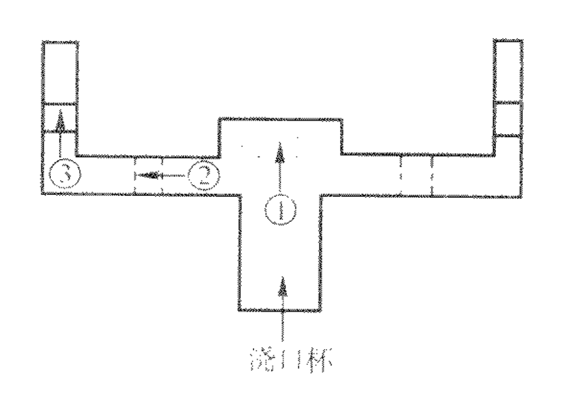


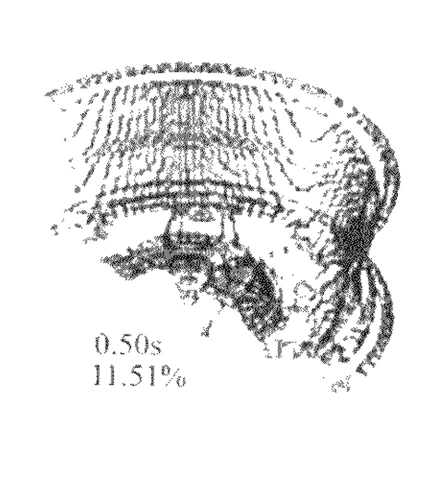
图 6.2-29　轮毂铸件简化充型示意图

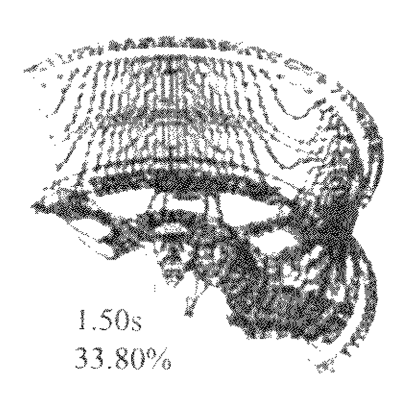
① 金属液由浇口杯进入型腔，沿轴向上升。

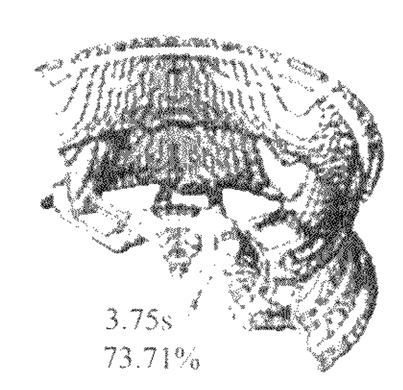
② 金属液沿径向向四周扩展。

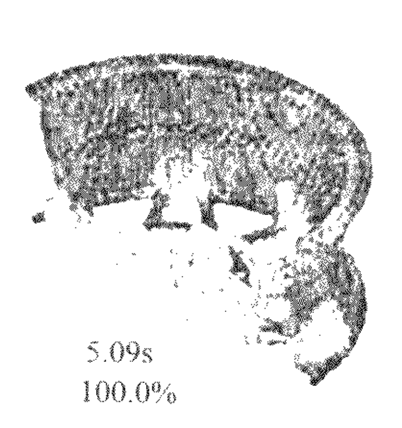
③ 前两步达到基本稳定后，金属液在轮网底部铺展，并逐渐上升，直至充满型腔。

用逐层充填简化方法对上述轮毂铸件进行了充型模拟（图 6.2-30b），对比 SOLA-VOF 计算结果（图 6.2-30a），可见二者流动模式基本一致，充型结束后得到的初始温度场也大体相同。其中，轮芯、轮辐及轮辐与轮网相交部位的温度场分布吻合较好，而轮网则有一定差别。这主要是由于逐层充填不能考虑微观流动所致。由于在后续凝固过程中轮网具有较快的凝固速度和较强的顺序凝固倾向，所以该误差对后续凝固不会产生明显的影响。

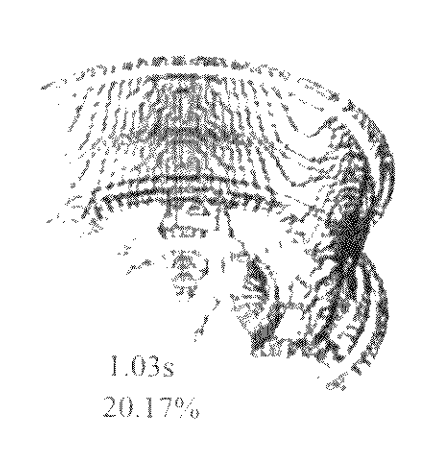


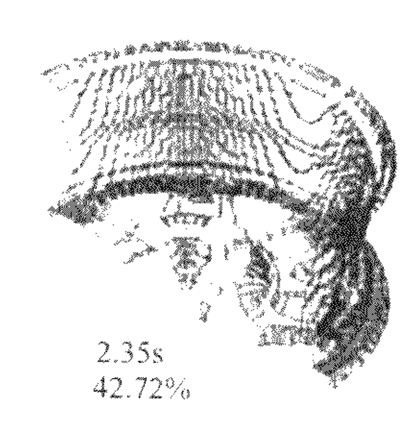


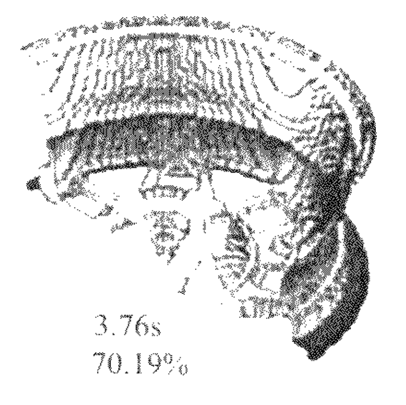


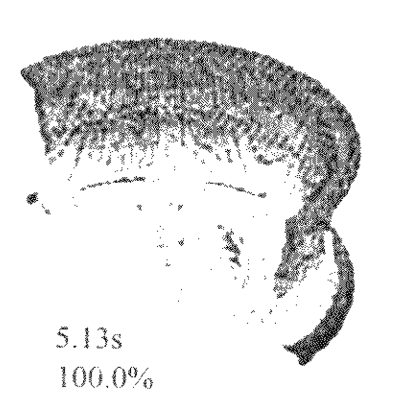


(a)　采用SOLA-VOF方法计算结果









(b)　采用逐层充填简化方法计算结果

图 6.2-30　轮毂铸件充型过程模拟结果

表 6.2-3 分别列出用两种方法模拟轮毂铸件所花费的时间。与 SOLA-VOF 法相比，逐层充填简化方法不需要求解连续性方程和动量方程，计算时间大大缩短。这种方法适用于充填平稳、逐层推进的充型模式。此外，因为计算中无法得到速度场和压力场，这样在计算温度场时只能考虑热传导项，不能计及对流项影响，因此要求液态金属的流动速度不能很快，以免引起过大的误差。

表 6.2-3　采用逐层充填简化方法与 SOLA-VOF 算法计算轮毂充型过程运算时间对比

项目	算法	运算时间/h	铸件单元数	模具单元数	机器型号及配置
轮毂铸件	简化算法	<1	30 000	1 000 000	PIII 1GB 内存 512 MB
	SOLA-VOF 算法	12			

5　铸件充型过程数值模拟应用实例

目前，铸造充型过程数值模拟技术蓬勃发展，国内外已开发出一系列商品化的数值模拟分析软件，并且在实用化方面也取得了长足进步。在铸造产品设计和工艺制定等方面，很多工程实例表明，数值模拟技术的应用能够确保零件质量，缩短试制周期，降低生产成本，从而提高企业市场竞争力。下面介绍一些工程应用的实例。

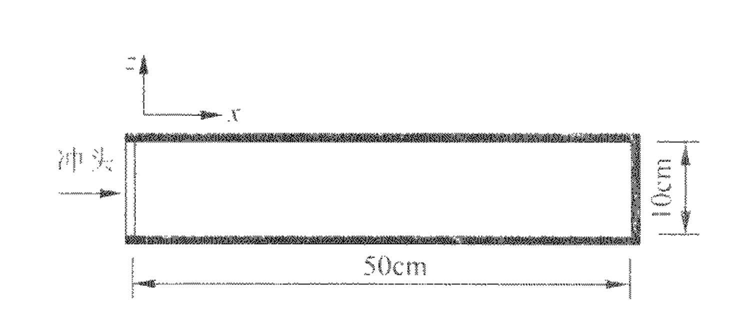
5.1　压室慢压射过程流动模拟

压力铸造过程中，铸件气孔是零件缺陷中最普遍也是最严重的缺陷之一。造成该缺陷的一个重要因素就是慢压射过程中压室内金属流动形态。慢压射过程是指冲头从静止开始运动，直到冲头速度达到低速速度设定值，此时金属液基本充满压室的过程。这一过程的主要作用是平稳排出压室内空气，同时使冲头到达合适的运动速度，顺利过渡到后续的快速充型阶段。

由于慢压射的实际过程无法直接观察，有关的工艺参数基本是依靠经验设定，因此采用计算机技术进行模拟有利于了解和控制慢压射过程金属液的流动形态。

慢压射过程中，冲头速度是有一定的限制的。一般认为，如果速度过慢，表面会产生波浪并来回振荡，且冲头推进时间较长，导致压室内的金属液冷却，降低了浇注温度，对后续充填是非常不利的；然而速度过大会使压室内金属流动剧烈，产生卷气的可能性增大。Garber L W 认为，在慢压射阶段，冲头启动后，流体表面被推动形成波浪，波的高度是冲头速度的函数，当冲头速度达到一定值时，波的高度恰好到达压室顶部，而后波面平稳向前移动进行压室的充填，这一速度称为慢压射临界速度。

为估算出慢压射临界速度值，可以对不同慢压射速度下压室内的流动状况进行模拟计算。压室尺寸和冲头运动规律如图 6.2-31 所示。冲头加速阶段为匀加速运动，t_a 为到达设定的慢压射速度 u_p 的加速时间，之后作匀速运动。计算所用参数见表 6.2-4 所示。



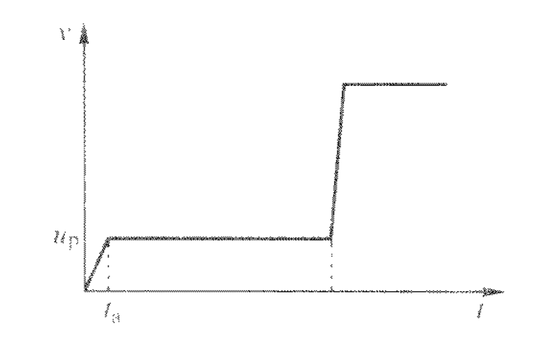


图 6.2-31　压室尺寸和冲头运动规律

表 6.2-4　慢压射临界速度计算验证所用参数

ρ /g·cm^{-3}	v /cm^2·s^{-1}	t_a /s	压室充满度
2.7	0.011 7	0.1	50%

其中流体的属性按照铝合金在700℃时的物性参数给出，选择慢压射速度分别为 30 cm/s、55 cm/s、80 cm/s 进行计算。模拟结果如图 6.2-32 所示。

1）u_p = 30 cm/s 时，流体流动形成很明显的波浪。波浪不断远离冲头，并向前推进，碰到对壁后向上堆砌，并回卷，在压室顶部靠冲头部位包裹一定气体。通过测算，可以得到波的移动速度（相速度）约为 83 cm/s，这与 Garber L W 根据 Bernoulli 方程计算出的相速度 86 cm/s 非常吻合。

2）u_p = 55 cm/s，流体几乎竖直平稳推进。开始阶段，冲头推起的流体受波浪阻碍，向压室顶部堆起；流体前沿形成一定的形状后基本不再变化，而是平移前进，没有明显波浪，液面与移动方向几乎垂直推进。最后充填部位在压室顶部接近右侧壁的某个位置。

3）u_p = 80 cm/s，流动没有波浪，流体受压在压室顶部形成上卷并快速前进。由于冲头移动很快，传递给流体的能量很大，不仅推动下部的金属移动，而且还有剩余。流体来不及以波浪形式向前推进，因此受压上卷，沿顶部前进，然后受重力影响下落，并包裹了一定量的气体，最后在流体内部存在气体，造成卷气。

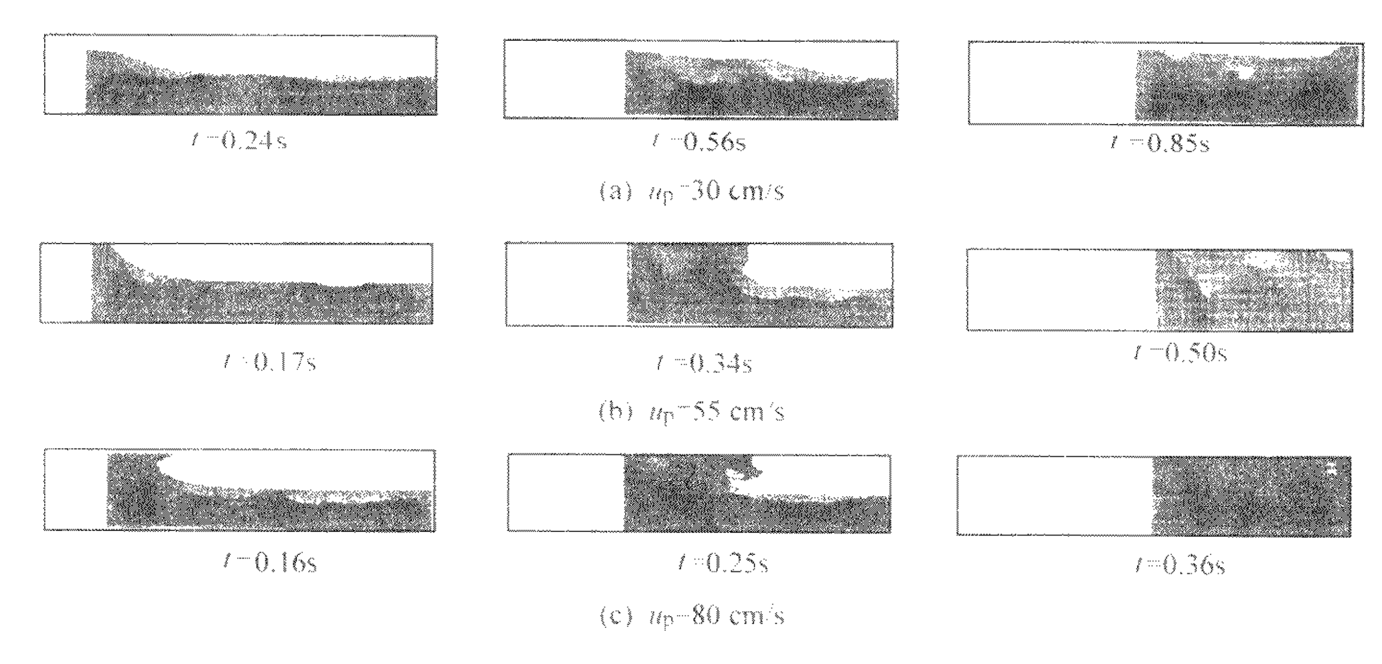


图 6.2-32　不同慢压射速度下的流动形态

综合起来，冲头移动速度慢时，冲头前的流体不会接触压室顶部，流体易产生波浪，且速度越慢，波峰越低，相速越小；冲头移动速度快时，流体容易沿着压室顶部移动，下落时造成卷气。冲头速度接近临界速度时，流体形成比较稳定的前沿表面，填满整个压室横截面，并平移推进，有利于排气。本例中，u_p 为 55 cm/s 时，基本能达到此要求，此时应为临界速度值，同样与 Garber 的分析结果 57 cm/s 非常接近。

5.2 倒挡伺服器活塞充型模拟计算

图 6.2-33 所示的倒挡伺服器活塞是某汽车附件公司生产的实际压铸零件，铸件材料为铝合金 ADC12（日本牌号）。现对该零件的充型流动过程采用并行计算技术进行模拟，未耦合传热。图 6.2-34 为充型流动过程的模拟结果。该计算结果只描述了液态金属流动充填过程。

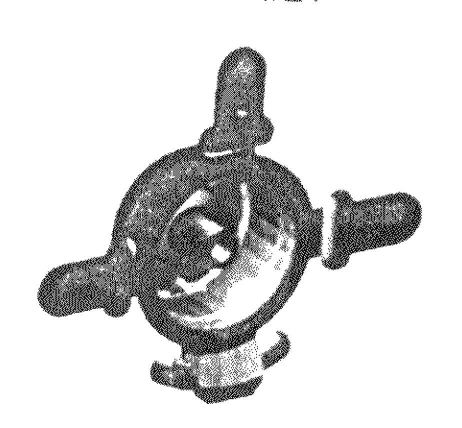
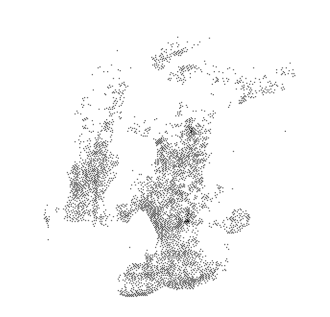


图 6.2-33 倒挡伺服器活塞



(a) 充型22.02%　(b) 充型57.13%

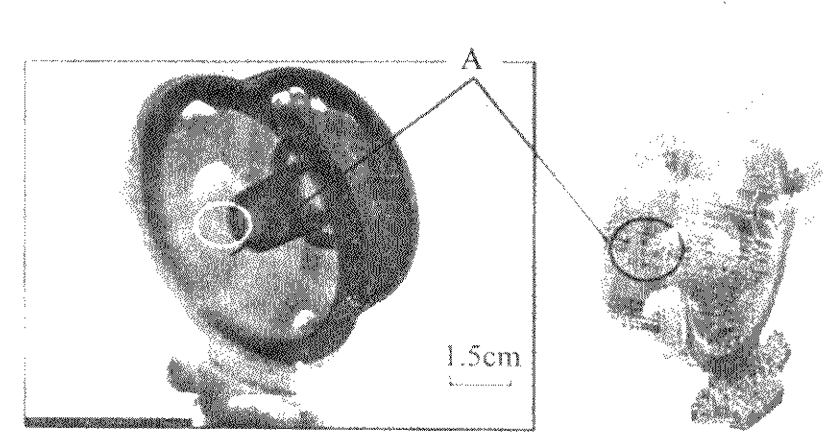


(c) 充型91.15%

图 6.2-34 倒挡伺服器活塞充型模拟结果

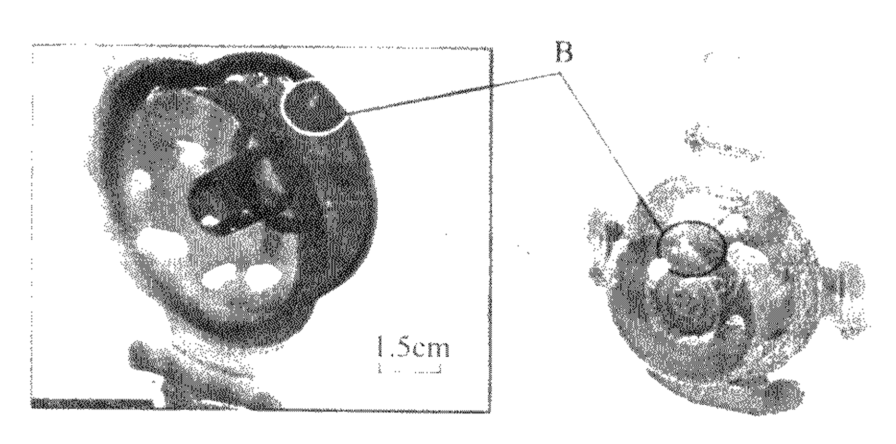
实际生产中，该零件成品率为 30% ~ 40%，经 X 光检测，在零件的圆柱面和底部靠上部位容易出现气孔，如图 6.2-35a 和图 6.2-36a 所示。对比模拟结果可以看到，在圆柱面上，由于柱面较宽，因此 A 处速度较慢，两侧液体有向中间汇聚的倾向，因此容易造成卷气，如图 6.2-35b 所示。在零件底部上方，也容易出现气孔。这是由于零件底部中央部分有个通孔，液流绕过圆孔从两侧上升，在 B 处交汇，型腔内部分气体不及排出，被裹入形成卷气，如图 6.2-36b 所示。

需要指出的是，该课题在单机上进行计算时，由于壁薄导致时间步长过小，无法完成，仅得到初始时很小部分充型过程。采用并行搜索算法，使用了 16 个节点完成计算。



(a) X光检测结果　(b) 模拟结果分析

图 6.2-35 圆柱面气孔及成因分析



(a) X光检测结果　(b) 模拟结果分析

图 6.2-36 底面上方气孔及成因分析

5.3 气缸盖罩盖充型过程模拟

图 6.2-37 所示为某厂生产的气缸盖罩盖工艺图。采用的生产工艺为压力铸造，整套模具的组件共有 8 个实体，即铸件、动镶块、定镶块、动镶套、定镶套、两个模具加热管道和一个冷却管道。铸件材料为镁合金 AZ91D，模具材料为 Cr 系热作模具钢 H-13。

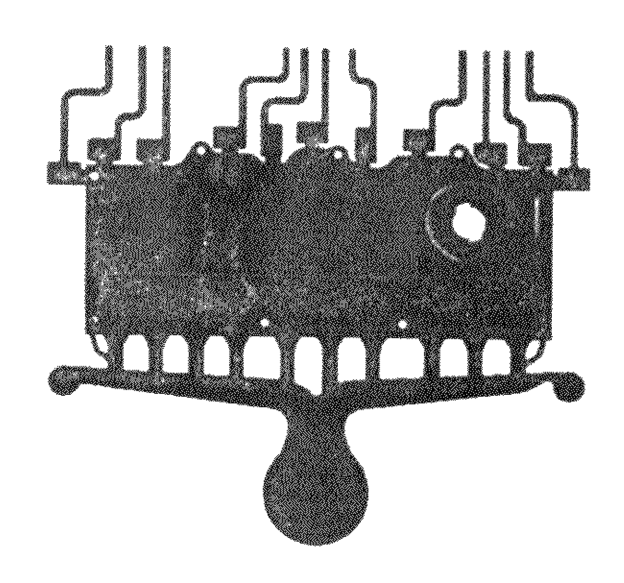


图 6.2-37 带工艺的压铸件汽缸盖罩盖零件

铸件和模具的尺寸为：

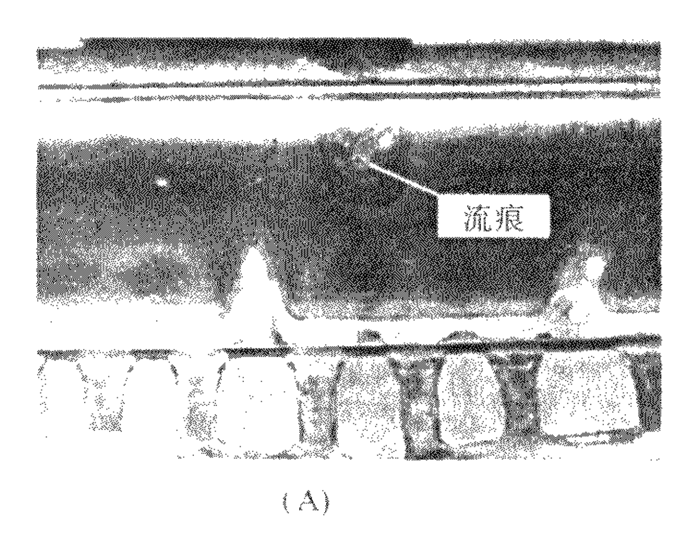
铸件 506 mm × 470 mm × 173 mm；定镶块 580 mm × 400 mm × 160 mm；动镶块 580 mm × 400 mm × 190 mm

工艺参数为：

压室速度 5 m/s，浇注温度 670℃，浇注前模具温度 25℃

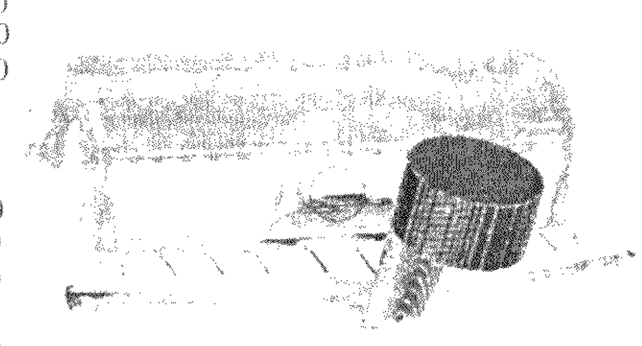
在此工艺条件下试制，铸件产生了流痕、褶皱、冷隔等缺陷（见图 6.2-38）。采用数值模拟的方法研究分析该镁合金铸件成形过程的流场和温度场，以解释缺陷产生的原因。

图 6.2-38 同时显示了上述工艺条件下，镁合金压铸件充型阶段几种时刻的温度场和流场图。从图 6.2-38a 可以看

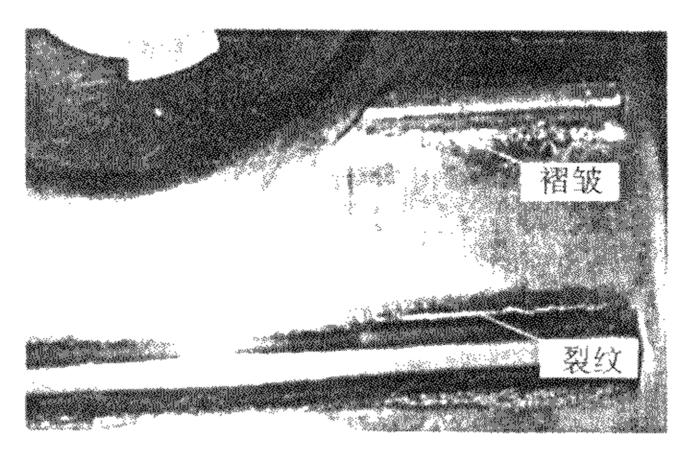


670.0000
665.8000
661.6000
857.4000
653.2000
649.000
644.8000
640.6000
636.4000
632.2000
628.0000

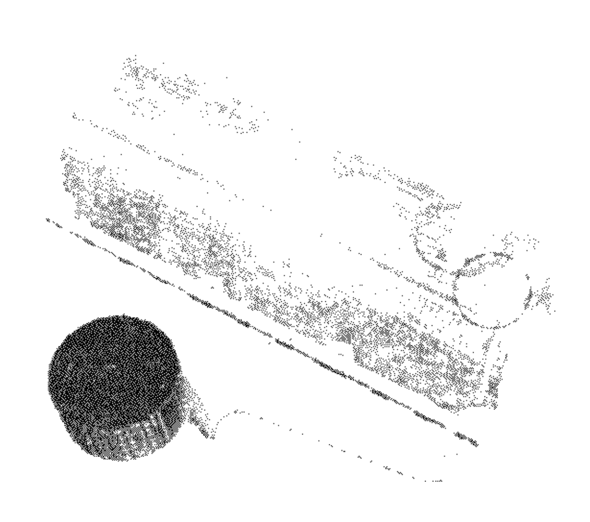
(A)



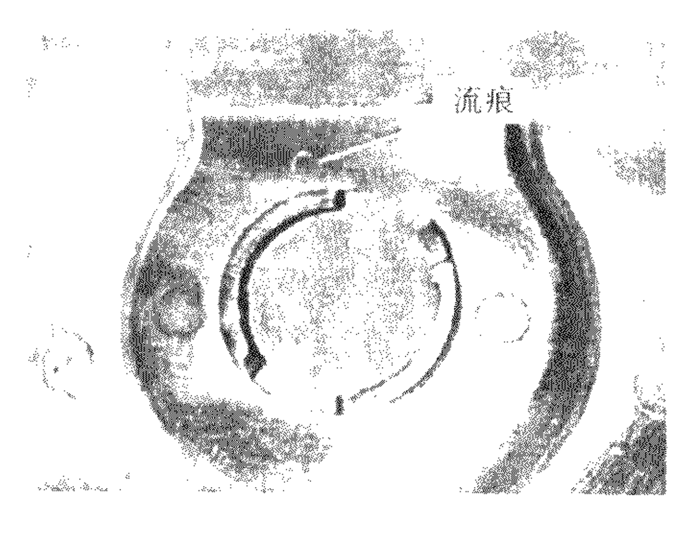
(a) 充型率55%时压铸件流动情况



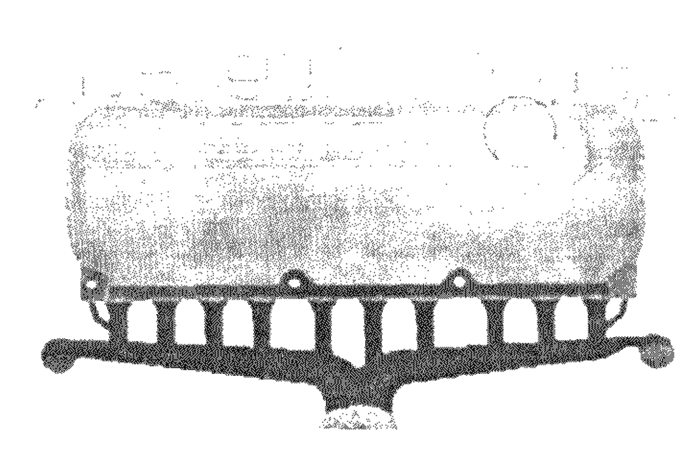
(B)



(b) 充型率67%时压铸件流动情况



(C)



(c) 充型率69%时压铸件流动情况

图6.2-38 镁合金压铸件缺陷及模拟分析结果

出、金属液在型腔流动时伴随着大量的热量散失，液体前沿温度下降较快；图6.2-38A中铸件的流痕缺陷是由于小股液流向上流动、温度较低引起的。对照图6.2-38b可知，图6.2-38B中罩盖顶部加强肋的褶皱是由于金属液流到罩盖两侧边缘后，温度偏低的液流再分成小股向罩盖顶部流动形成的。而图6.2-38C中罩盖顶部圆形凸台处的流痕缺陷是由于温度已较低的两股金属液流合拢形成封闭的冲击区域造成的（见图6.2-38c）。

5.4 发动机罩盖充型过程模拟

图6.2-39所示的汽车发动机罩盖是一个实际压铸件，剖分后由于规模很大，无法在单机上完成计算。引入并行计算技术后，利用并行分区算法对其充型过程进行了模拟分析。

发动机罩盖零件（不包括浇注系统）最大尺寸为425 mm×261 mm×80 mm，由于剖分后网格数接近2 000万个，在普通的计算机上根本无法进行模拟。具体的剖分参数和零件外形参数（包括浇注系统）见表6.2-5。

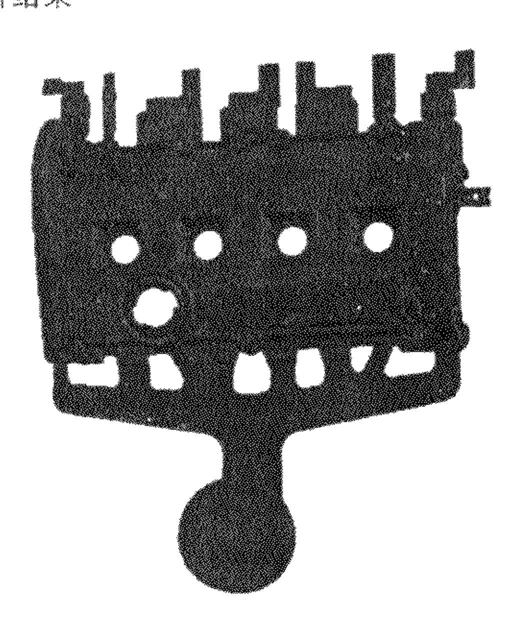


图6.2-39 发动机罩盖

表6.2-5 发动机罩盖剖分参数及零件外观参数

δx/cm	δy/cm	δz/cm	$N_{casting}$	N_{total}	V_c/cm^3	G/kg	δ/mm
0.1	0.15	0.1	1 104 591	19 215 468	1 656.9	4.47	约2

铸件材料是铝合金 A380（美国牌号），材料密度为 2.71 g/cm³，动力黏度 0.009 503 g/（cm·s），冲头快压射速度为 4 m/s 匀速推动金属液进入。

应用第 3 章所设计的并行分区算法，在并行计算平台进行了该零件的充型模拟。以铸件最大外轮廓的长方体区域为总域，这是一个 477 mm × 373 mm × 108 mm 的长方体。沿 X 轴划分为 8 个长方体的规则子域。子域划分结果如图 6.2-40 所示。图 6.2-41 为充型流动过程的模拟结果（未耦合传热）。

仅从充型过程的模拟结果看，可能出现的问题有：

A 处内浇道还未充填，而金属液已从其他部位进入，并回流至该处内浇道附近。因此，A 处的浇道并没有充分利用，在一定程度上影响金属液的填充能力。

由于零件在 B 处的平面有一定抬升，因此金属液在这里流动放慢，而左侧因为基本是平面，金属液可以快速通过，这样就会造成自左至右的充填顺序。左侧来流与右侧直流交汇，引起金属液的搅动，因此可能在这一部位出现卷气。

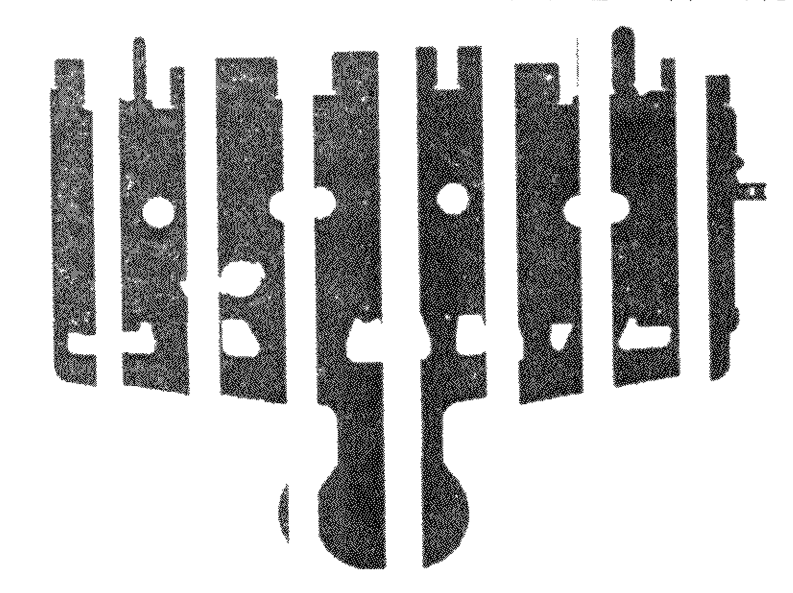
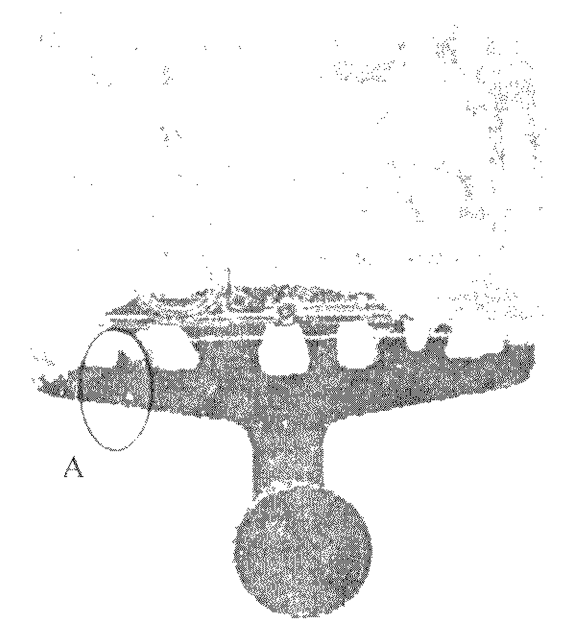
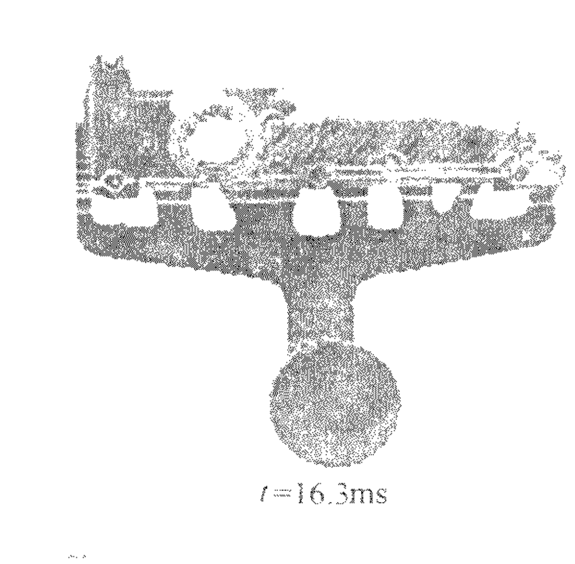


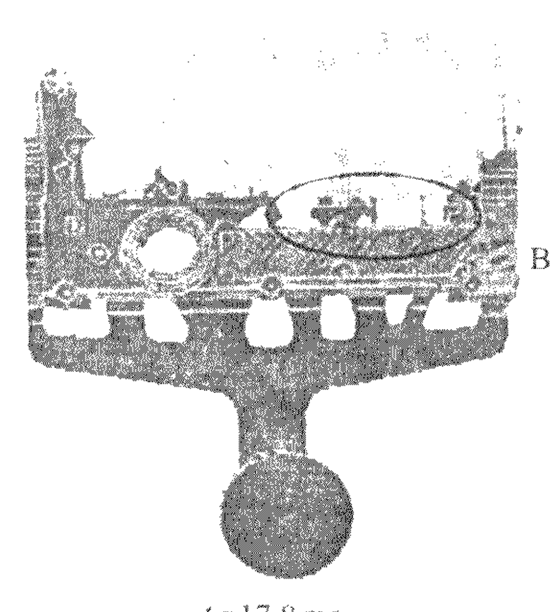
图 6.2-40　求解域的划分



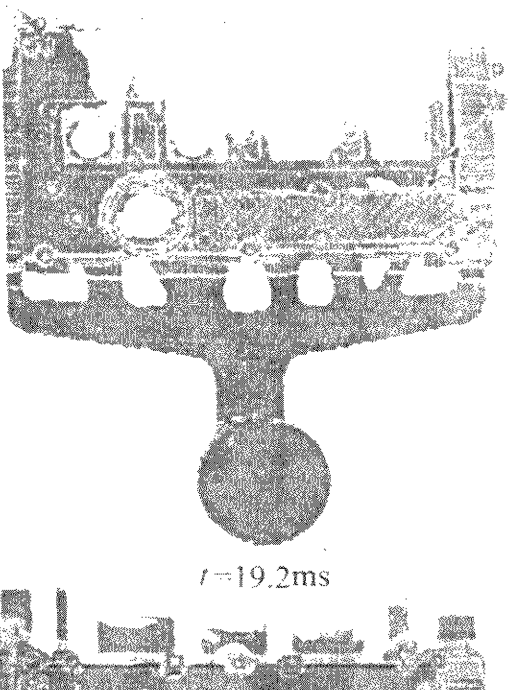
t=13.5ms



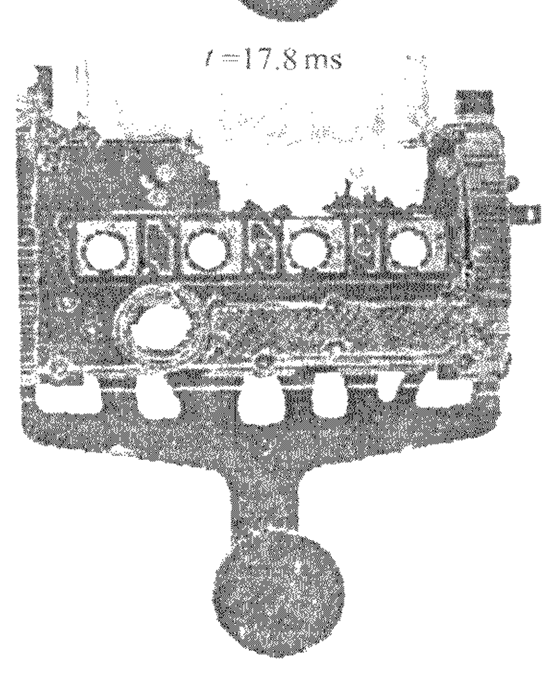
t=16.3ms



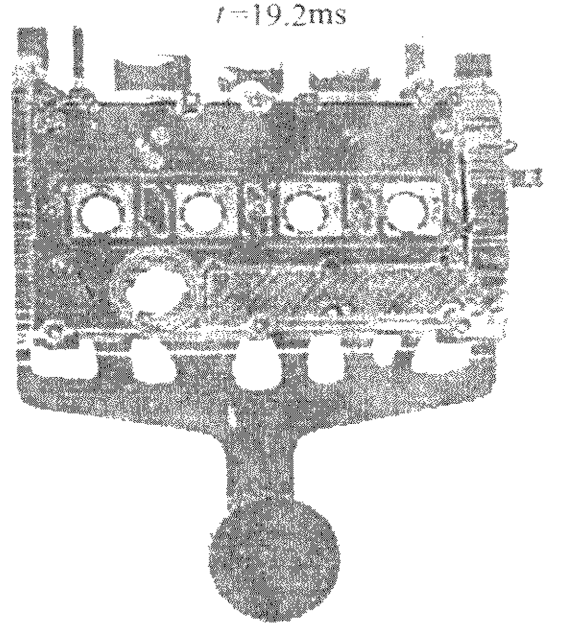
t=17.8 ms



t=19.2ms



t=22.0 ms



t=24.9ms

图 6.2-41　发动机罩盖充型过程

5.5 阀盖体充型过程模拟

图 6.2-42 所示为某厂生产的阀盖体。采用的生产工艺是砂型铸造，铸件材料为 ZG20CrMoV，铸型材料和芯子均为树脂砂，冷铁材料 ZG270—500，浇注温度 1 550℃，铸型初始温度 20℃。铸件净重 920 kg，毛重 1 480 kg，工艺总重 3 000 kg，工艺收得率 49.3%。

目前，在实际生产中，位于大方形冒口下部铸件内部存在明显的缩孔、缩松缺陷。工艺上有待改进。通过流场的计算模拟（图 6.2-43）可以看出，该工艺条件下，开始阶段有可能出现金属液冲刷现象，但后续过程平稳，流动均匀，整个液面几乎是平面式上升。流场模拟为后续的凝固模拟提供一个较为精确的初始温度场，使得凝固过程的计算变得更加准确。

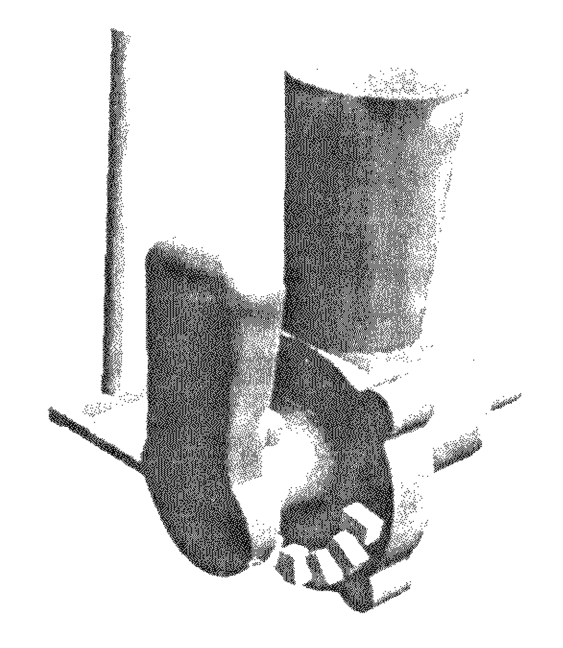
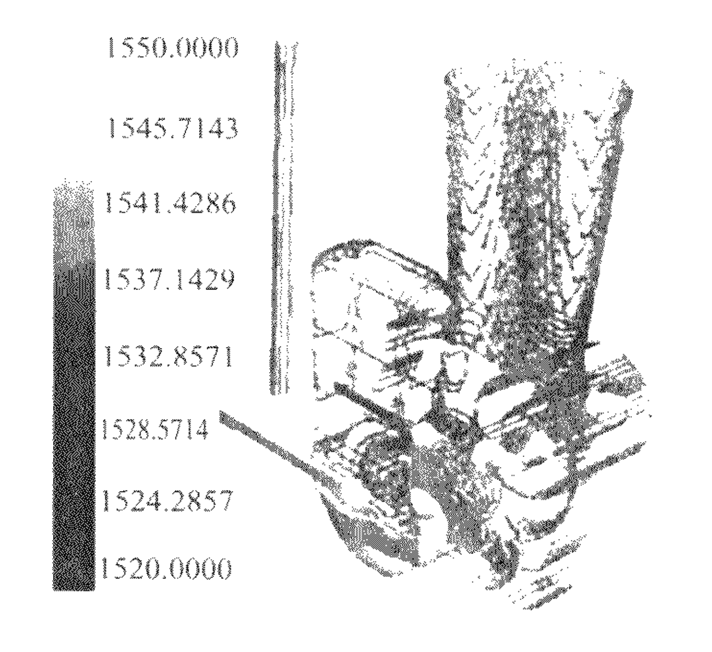
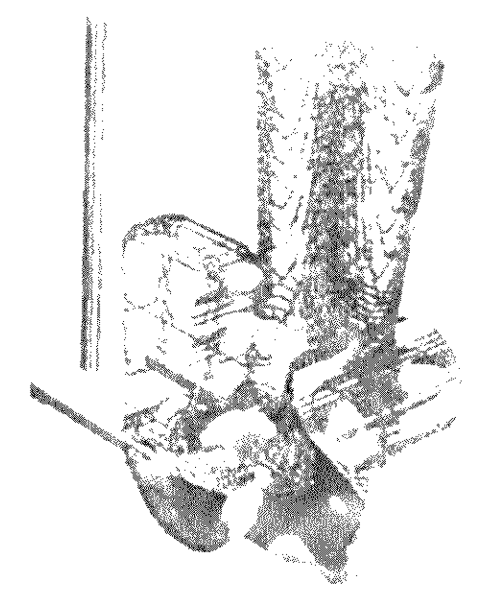


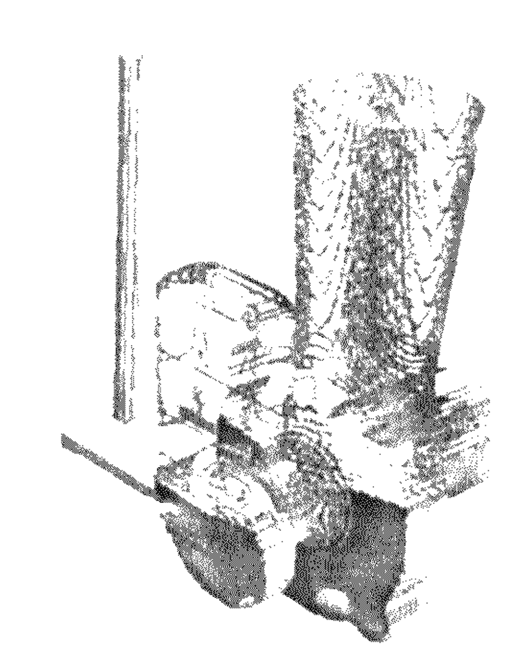
图 6.2-42 阀盖件生产工艺图



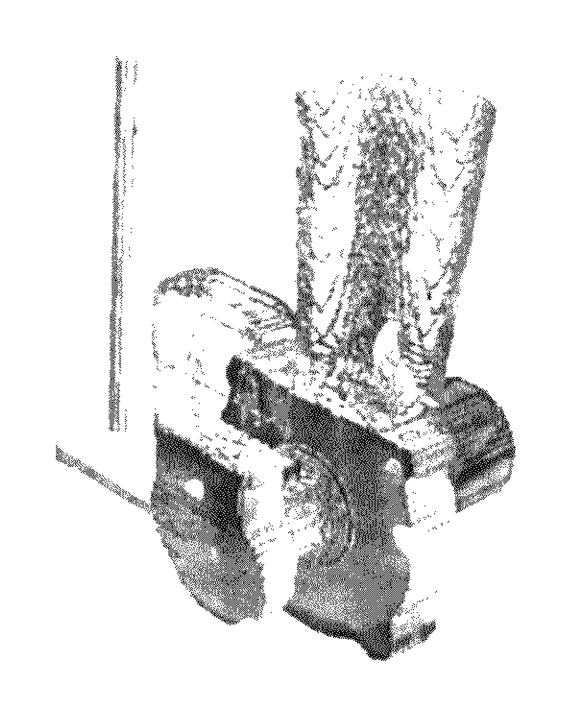
(a) 充型率5%时流动情况



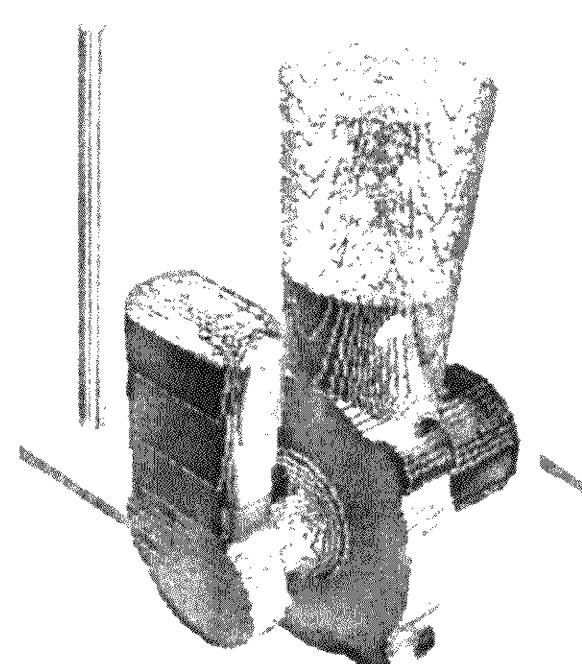
(b) 充型率15%时流动情况



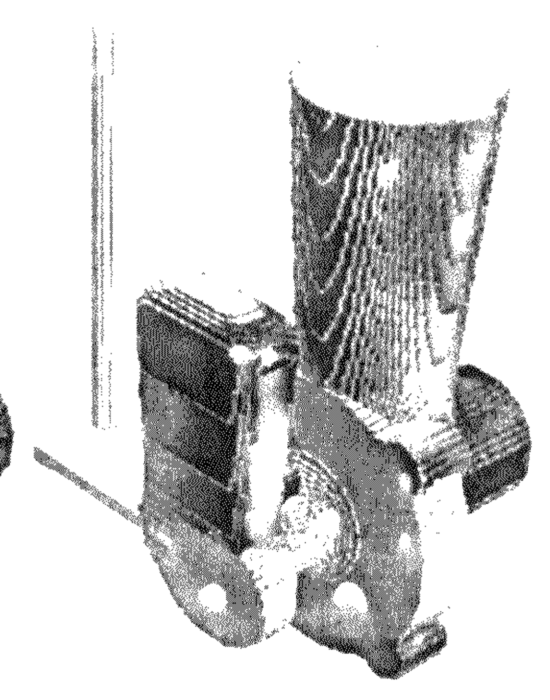
(c) 充型率35%时流动情况



(d) 充型率55%时流动情况



(e) 充型率75%时流动情况



(f) 充型结束时温度场分布

图 6.2-43 阀盖件充型过程示意图

编写：熊守美（清华大学）

第 3 章　铸件凝固过程数值模拟

在铸造成形方法中，凝固过程是指高温液态金属由液相向固相的转变过程。在这一过程中，高温液态金属所含有的热量必须通过各种途径向铸型和周围环境传递，逐步冷却并进行凝固，最终形成铸件产品。在此过程中热量的传递包括：金属及铸型内部的热传导，金属与大气间的辐射传热和对流传热等，实际上包含了自然界所有的三种基本传热方式。铸件凝固过程数值模拟的任务是建立铸件凝固过程中传热的数学模型，并通过数值方法进行求解，从而得到铸件凝固过程的规律，预测铸件缺陷（缩孔、缩松）产生的可能性及位置。本章主要介绍应用有限差分法进行铸件凝固过程数值求解的方法及对铸件缩孔缩松缺陷的预测。

1　凝固过程传热学基础

1.1　传热的基本方式

在大多数工业过程中，热量从一部分传播到另一部分，通常都是通过热传导、对流及辐射三种方式综合进行。至于何种传热方式起主要作用，则取决于温度值的大小和所涉及到的物质类型。为便于分析，通常分别研究各种传热方式的本质及其基本规律。

1.1.1　热传导

（1）温度场与热流场

热传导也称导热，导热现象是物体的各个质点或不同温度的各个物体直接接触时热量的传递过程。在固体情况下，热量的转移是依靠电子的运动来实现的。对于流体来说，热量的传播是通过分子的自由运动而引起的直接碰撞。而对于气体来说，热量的传播是通过分子和原子扩散来实现的。应当指出，在流体和气体中，只有在不存在对流热传递的情况下，纯粹的导热才能实现。

一般情况下，任何一种物理现象的一些主要物理量都是随空间和时间变化的。导热过程和其他形式的换热过程一样，只有在物体各部分温度不同的条件下才能发生。导热分析的研究归结为研究温度随空间、时间的变化，在直角坐标系中，也就是求解方程

$$T = f(x, y, z, t) \tag{6.3-1}$$

上述方程称为温度场的数学描述。因而，温度场是任一时刻在所研究的空间上所有位置的温度值的总称。

温度场分为稳态温度场和非稳态温度场。状态稳定时，温度场内各点的温度不随时间变化，这种温度场叫做稳态温度场。当温度随时间和空间位置变化时，这种温度场对应于不稳定的导热状态，称为非稳态温度场。

在同一时刻，温度场中温度相同的各点所组成的面称为等温面。因为物体中同一点不可能同时具有不同的温度，因而，不同的等温面不会相交。它们或者终止于物体表面，或者在物体内部完全封闭。

当温度场中各等温面与一平面相交时，在该平面上得到一个等温线簇。他们与等温面具有相同的性质，即等温线互不相交，而且在物体内部不断开，它们或者终止于物体表面，或者完全封闭。图 6.3-1 显示了一个温度相差 ΔT 的等温线簇。

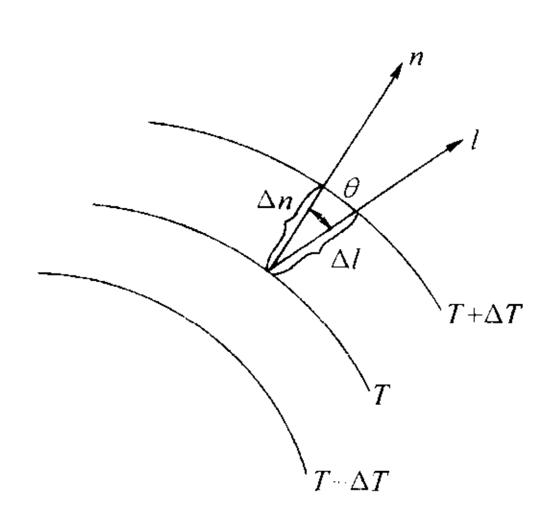


图 6.3-1　等温线

物体中温度仅在与等温面相交的方向上发生变化，同时，单位长度上最大的温度降发生在等温面的法线方向。

在等温面的法线方向上温度的变化率用温度梯度向量表示，其方向沿等温面的法线指向温度增加的一侧，大小等于温度在这个方向上的导数。即

$$\mathrm{grad}\,T = \frac{\partial T}{\partial n}\vec{n} \tag{6.3-2}$$

式中，$\vec{n}$ 为等温面法线的单位向量，指向温度增加的一侧；$\partial T/\partial n$ 为温度沿法向 n 方向的导数。

等温面上不同点的温度梯度 $\partial T/\partial n$ 的值是不同的，等温面之间的距离 Δn 较小的地方，温度梯度的值较大。通常，我们把温度梯度的标量 $\partial T/\partial n$ 也称为温度梯度。在温度减小的方向上，$\partial T/\partial n$ 的值为负值。在直角坐标系中

$$\mathrm{grad}\,T = \frac{\partial T}{\partial x}\vec{i} + \frac{\partial T}{\partial y}\vec{j} + \frac{\partial T}{\partial z}\vec{k} \tag{6.3-3}$$

式中，$\vec{i}$、$\vec{j}$、$\vec{k}$ 分别为 x、y、z 坐标轴上的单位向量。

对于其他任一方向 l，若 l 与温度梯度方向的夹角为 θ（见图 6.3-1），则此方向上温度的变化率为

$$\frac{\partial T}{\partial l} = \mathrm{grad}\,T\vec{l} = |\mathrm{grad}\,T|\cos\theta \tag{6.3-4}$$

式中，$\vec{l}$ 是 l 方向上的单位向量。

既然沿非等温面各方向上有温度变化，自然也就有热量的传递。如果我们把单位时间、单位面积上传递的热量定义为热流密度，显然，在不同方向上有不同的热流密度。与定义温度梯度的方法一样，我们可以在物体空间任一点定义热流密度向量 $\vec{q}$，其方向是热流最大的方向，大小为沿该方向上单位时间单位面积流过的热量。物体空间内各个位置热流密度向量的全体构成了热流密度向量场，称为热流场。

（2）傅里叶（Fourier）定律

在大量实验基础上，Fourier 等人根据对均匀的各向同性材料在热稳态条件下的实验结果，抽象出物体内部温度场与热流场之间的联系，也就是 Fourier 定律，它反映了导热过程的基本规律，用数学形式表述为

$$\vec{q} = -\lambda\,\mathrm{grad}\,T = -\lambda\frac{\partial T}{\partial n}\vec{n} \tag{6.3-5}$$

式中，λ 为热导率，它是物质的物性参数。在一般情况下，它与温度、压力和物质种类有关。

Fourier 定律说明了在物体内部各点的热流密度与温度梯度成正比的关系。同时，热流密度向量与温度梯度向量在同一直线上，但方向相反，都垂直于等温面。在直角坐标系中：

$$\vec{q} = q_x\vec{i} + q_y\vec{j} + q_z\vec{k} \tag{6.3-6}$$

式中，q_x、q_y、q_z 分别为热流向量在 x、y、z 方向上的分量。且

$$\begin{cases} q_x = -\lambda \dfrac{\partial T}{\partial x} \\ q_y = -\lambda \dfrac{\partial T}{\partial y} \\ q_z = -\lambda \dfrac{\partial T}{\partial z} \end{cases} \tag{6.3-7}$$

在任意方向 l 上的热流密度分量 q_l 为

$$q_l = -\lambda \frac{\partial T}{\partial l} = -\lambda \operatorname{grad} T\vec{l} \tag{6.3-8}$$

由式（6.3-6）可知，为了计算通过物体任一表面的热流密度，必须研究物体内部的温度场。因此，求解温度场是导热分析中的主要任务。

1.1.2　对流换热

对流换热是指流体（液体或气体）在运动时的换热过程。在这一过程中，热量的传递是对流和导热共同作用的结果。所谓热对流是流体从空间具有某一温度的区域向具有另一温度的区域移动时的热量传递。对流只能在流动介质中发生，在流动介质中热量的传递是与介质本身的移动密切联系的。

在工程上最具实际意义的是相对运动着的流体与所接触的固体壁面之间的热量交换过程，一般称为对流换热。在铸造成形过程中液态金属与铸型内壁、液态金属及铸型外壁与周围空气以及液态金属内部都存在对流换热。处理对流换热的方法是牛顿冷却定律

$$q = h_c(T_w - T_f) \tag{6.3-9}$$

式中，T_w 为壁面温度；T_f 为流体温度；h_c 为对流换热系数，（$W/m^2 \cdot K$）。

对流换热系数与很多因素有关。一般情况下，h_c 是物体的形状和大小、流体的流动状态、速度和温度、流体的物性参数以及其他物理量的函数。对流换热过程的特性将随着流体运动产生的原因而不同。自然对流时，流体具有不均匀的温度分布，由于在重力场内流体的密度分布不均匀而产生自由运动。强迫对流是在外力作用下产生的流体流动。一般情况下，流体的强迫流动可伴随有自由流动。流体介质内各质点的温差越大，强迫运动的速度越小，则自由运动的相对影响越大。当强迫运动的速度很大时，自由运动的影响可忽略不计。

对于不同的对流换热形式，对流换热系数需从相应的准则方程求出。准则方程是在综合实验结果的基础上，运用相似理论将表征某现象的物理量整理成一些相似准则，用因次分析法得到各种类型的表达式。相似准则之间的一般函数关系式为

$$Nu = f(Pr, Gr, Re) \tag{6.3-10}$$

式中，Nu 为努塞尔（Nusselt）数，$Nu = \dfrac{h_c L}{\lambda}$；$L$ 为特征尺寸；λ 为流体热导率；Pr 为普朗特（Prandtl）数，$Pr = \dfrac{\mu c}{\lambda} = \dfrac{\gamma}{\alpha}$；$\mu$ 为流体的动力黏度系数；c 为流体的比热容；α 为流体的热扩散率；γ 为流体的运动黏度系数；Gr 为格拉晓夫（Grashof）数，$Gr = \dfrac{g\beta L^3}{\gamma^2}$（$T_w - T_f$）；$g$ 为重力加速度；β 为流体的体积膨胀系数；Re 为雷诺（Reynolds）数，$Re = \dfrac{vL}{\gamma}$；v 为流体流速。

由于实验是在各物理量的一定变化范围内进行的，因此，根据实验数据整理的准则方程式只能应用于准则范围相同的相似现象上去。

对于无限空间中的自然对流，Gr 起主要作用，Re 可忽略，准则关系式（6.3-10）变为

$$Nu = f(Gr, Pr) \tag{6.3-11}$$

对于流体在管中的受迫对流，Re 起主要作用，当忽略受迫对流所伴随的自然对流时，Gr 可忽略，准则关系式（6.3-10）变为

$$Nu = f(Re, Pr) \tag{6.3-12}$$

1.1.3　热辐射

辐射是电磁波传递能量的现象，电波所载运的能量叫辐射能。由于热的原因而产生的电磁波辐射称为热辐射，这一名词有时也用于表示热辐射能的传递过程。热辐射不同于导热和对流，热辐射能的传播不需要通过固体或流体介质，它是依靠电磁波传递的，属于非接触式传热过程。

热辐射同可见光的电磁辐射的方式完全一样，它能够被辐射、反射和折射等。当电磁波在空间传播时，一旦遇到物体，电磁波所载运的辐射能有一部分被物体吸收，引起物体内电子的谐振运动，就转变为该物体内微观粒子运动的动能，即所谓的热能。因此，当物体辐射或物体吸收辐射能时，都伴随着辐射能和热能之间的转换。通过这种方式所传递的热量随着辐射物体的温度、辐射波长、辐射体的表面积及其性质而改变。

在理想情况下，某物体的能量辐射率（单位时间单位面积所辐射或吸收的能量）与其热力学温度的四次方成正比，并有

$$E_0 = \sigma T^4 \tag{6.3-13}$$

式中，σ 为斯蒂芬-波尔兹曼常量，$\sigma = 5.67 \times 10^{-8} W/(m^2 \cdot K^4)$。

能按式（6.3-13）进行辐射传热的理想物体，我们称为“黑体”。实际上，一切物质所能辐射的热量只是黑体辐射的一部分。

$$E = \varepsilon E_0 = \varepsilon \sigma T^4 \tag{6.3-14}$$

式中，ε 为辐射系数，$\varepsilon = E/E_0$，它主要是物体表面粗糙度的函数。显然，$\varepsilon < 1$，如对于磨光的铜 $\varepsilon = 0.02$，对于已被氧化的铜 $\varepsilon = 0.7$，对于用不光泽的黑色涂料处理过的铜 $\varepsilon = 0.95$。

以上简单地介绍了三种传热方式的基本概念。显然，对于对流和辐射传热，热流主要发生在物体表面（或边界），而导热适合于物体内部的传热过程。

1.2　导热微分方程

研究任何一种物理现象，都归结为确定表示这种现象特点的各物理量之间的关系。对于复杂的物理过程，确定物理过程的量随空间和时间有明显的变化，建立这些量之间的关系是很困难的。在这种情况下，应该利用数学物理方法。这种方法的出发点是：限制在一定时间间隔内，并在整个空间内只研究一个微元体。这样，在微元体的范围内和选定的很小的时间间隔内，就可以忽略说明过程特点的某些物理量的变化，从而使关系式大大地简化。

选取微元体的体积为 dv，微元时间间隔为 dt，在这样的范围内分析所研究的过程。从数学观点来看，这些量是无穷小，而从物理的观点来看这些量足够大，以致在所研究的范围内能忽略介质的不连续性，而作为连续介质处理。因此，得到的关系就是所研究过程的一般微分方程。在下面热传导微分方程的推导中，假设物体是均质的和各向同性的。

1.2.1　直角坐标系下的导热微分方程

在直角坐标系下，我们选取处于导热过程中的微元体体积（$dxdydz$）作为研究对象，见图 6.3-2。对所选取的微元体应用能量守恒定律则有：在 dt 时间内由于导热从外部进入微元体的热量以及微元体内热源所产生的热量等于微元体所包含物质的内能或焓的变化。

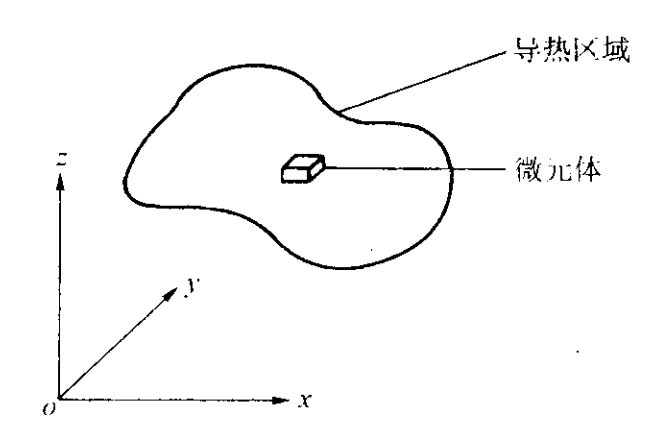


图 6.3-2　导热分析用的微元体

假设所选取的微元体为平行六面体，各面平行于相应的各坐标平面，边长分别为 dx、dy、dz。在 dt 时间内，在 x、y、z 轴方向上流入微元体的热流量分别为 dQ_x、dQ_y、dQ_z，流出微元体的热量分别为 dQ_{x+dx}、dQ_{y+dy}、dQ_{z+dz}，如图 6.3-3 所示。

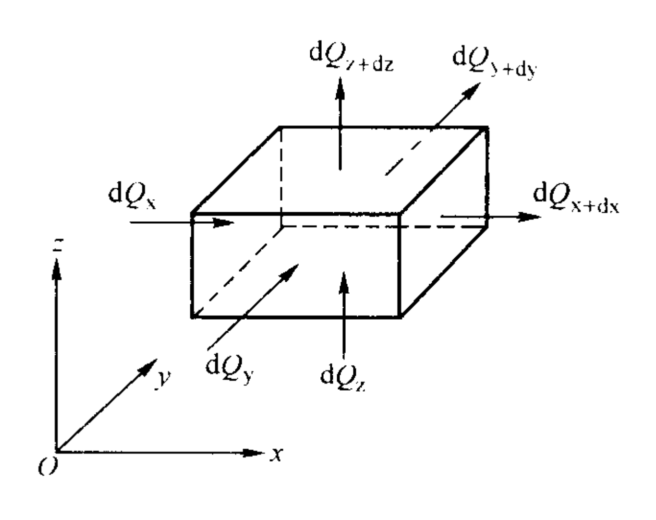


图 6.3-3　微元平行六面体的导热分析

由 Fourier 导热定律，在 dt 时间内 x 方向通过 $x=x$ 表面流入微元体的热流量为

$$dQ_x = q_x(dydz)dt = -\lambda \frac{\partial T}{\partial x}dydzdt \qquad (6.3\text{-}15)$$

在 dt 时间内，x 方向通过 $x=x+dx$ 表面流出微元体的热流量 dQ_{x+dx}，可按 Taylor 级数展开如下

$$dQ_{x+dx} = dQ_x + \frac{\partial dQ_x}{\partial x}dx + \cdots \qquad (6.3\text{-}16)$$

保留上式的前两项，经变换后得到 x 方向流入微元体的净热流量为

$$dQ_x - dQ_{x+dx} = -\frac{\partial}{\partial x}\left(-\lambda\frac{\partial T}{\partial x}dt\right)dx = \frac{\partial}{\partial x}\left(\lambda\frac{\partial T}{\partial x}\right)\cdot dxdydzdt \qquad (6.3\text{-}17)$$

同理可得，在 y、z 方向上流入微元体的净热流量分别为

$$dQ_y - dQ_{y+dy} = \frac{\partial}{\partial y}\left(\lambda\frac{\partial T}{\partial y}\right)dxdydzdt \qquad (6.3\text{-}18)$$

$$dQ_z - dQ_{z+dz} = \frac{\partial}{\partial z}\left(\lambda\frac{\partial T}{\partial z}\right)dxdydzdt \qquad (6.3\text{-}19)$$

若单位时间单位体积物体中内热源的发热率为 $\dot{Q}$，则在 dt 时间内，微元体的发热量为 $\dot{Q}dxdydzdt$。

因而，在 dt 时间内微元体中总热量变化为

$$dQ = dQ_x - dQ_{x+dx} + dQ_y - dQ_{y+dy} + dQ_z - dQ_{z+dz} + \dot{Q}\times dxdydzdt \qquad (6.3\text{-}20)$$

当所研究的过程为等压过程时，根据能量守恒定律，加入微元体中的所有热量用于改变微元体中所包含物质的热焓 H。因而有

$$dQ = dH = \rho c_p \frac{\partial T}{\partial t}dxdydzdt \qquad (6.3\text{-}21)$$

式中，c_p 为材料的定压比热容，J/(kg·K)；ρ 为密度，(g/cm^3)。

将式（6.3-17）~式（6.3-19）代入式（6.3-20），并与式（6.3-21）比较可得

$$\rho c_p = \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x}\left(\lambda\frac{\partial T}{\partial x}\right) + \frac{\partial}{\partial y}\left(\lambda\frac{\partial T}{\partial y}\right) + \frac{\partial}{\partial z}\left(\lambda\frac{\partial T}{\partial z}\right) + \dot{Q} \qquad (6.3\text{-}22)$$

方程（6.3-22）即为直角坐标系下导热微分方程的一般形式。该方程式也可表示为

$$\nabla(\lambda\nabla T) + \dot{Q} = \rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} \qquad (6.3\text{-}23)$$

式中，∇ 为拉普拉斯（Laplance）算子。

1.2.2　其他坐标系的导热微分方程

在工程实际应用中往往涉及柱面或球面对称的导热问题，且边界条件给定在一个表面上，此表面具有坐标保持不变的性质。这种情况下，柱坐标和球坐标是合适的。通过坐标变换，可以将直角坐标下的导热微分方程变换成相应坐标系下的导热微分方程。

（1）圆柱坐标系

对于圆柱坐标系，通过考查圆柱坐标系下任一点 $P(r,\theta,z)$ 在直角坐标系中的投影关系（见图 6.3-4），可得出直角坐标与柱坐标的变换关系如下

$$\begin{cases} x = r\cos\theta \\ y = r\sin\theta \\ z = z \end{cases} \qquad (6.3\text{-}24)$$

图 6.3-4　圆柱坐标与直角坐标的变换

由式（6.3-24）可得出 r、θ 与 x、y 的关系式为

$$\begin{cases} r = (x^2+y^2)^{\frac{1}{2}} \\ \theta = \arctan^{-1}(y/x) \end{cases} \qquad (6.3\text{-}25)$$

如果温度 T 为 x、y、z 的函数，则 T 同时也是 r、θ、z 的函数，因而可推出

$$\begin{aligned}\frac{\partial T}{\partial x} &= \frac{\partial T}{\partial r}\times\frac{\partial r}{\partial x} + \frac{\partial T}{\partial \theta}\times\frac{\partial \theta}{\partial x} + \frac{\partial T}{\partial z}\times\frac{\partial z}{\partial x} \\ &= \frac{x}{(x^2+y^2)^{\frac{1}{2}}}\times\frac{\partial T}{\partial r} - \frac{y}{x^2+y^2}\times\frac{\partial T}{\partial \theta} \\ &= \cos\theta\times\frac{\partial T}{\partial r} - \frac{\sin\theta}{r}\times\frac{\partial T}{\partial \theta}\end{aligned} \qquad (6.3\text{-}26)$$

因而算子

$$\frac{\partial}{\partial x} = \cos\theta\frac{\partial}{\partial r} - \frac{\sin\theta}{r}\times\frac{\partial}{\partial \theta} \qquad (6.3\text{-}27)$$

于是

$$\begin{aligned}\frac{\partial}{\partial x}\left(\lambda\frac{\partial T}{\partial x}\right) &= \left(\cos\theta\frac{\partial}{\partial r} - \frac{\sin\theta}{r}\times\frac{\partial}{\partial \theta}\right)\left[\lambda\left(\cos\theta\frac{\partial T}{\partial r} - \frac{\sin\theta}{r}\times\frac{\partial T}{\partial \theta}\right)\right] \\ &= \cos^2\theta\times\frac{\partial}{\partial r}\left(\lambda\frac{\partial T}{\partial r}\right) + \frac{\sin\theta\cos\theta}{r^2}\lambda\frac{\partial T}{\partial \theta} - \\ &\quad \frac{\sin\theta\cos\theta}{r}\frac{\partial}{\partial r}\left(\lambda\frac{\partial T}{\partial r}\right) + \frac{\sin^2\theta}{r}\lambda\frac{\partial T}{\partial r} - \\ &\quad \frac{\sin\theta\cos\theta}{r}\times\frac{\partial}{\partial \theta}\left(\lambda\frac{\partial T}{\partial r}\right) + \frac{\sin\theta\cos\theta}{r^2}\lambda\frac{\partial T}{\partial \theta} + \end{aligned} \qquad (6.3\text{-}28)$$

$$\frac{\sin^2\theta}{r^2}\times\frac{\partial}{\partial\theta}\left(\lambda\frac{\partial T}{\partial\theta}\right)$$

同理有

$$\frac{\partial T}{\partial y}=\sin\theta\frac{\partial T}{\partial r}+\frac{\cos\theta}{r}\times\frac{\partial T}{\partial\theta} \tag{6.3-29}$$

$$\frac{\partial}{\partial y}=\sin\theta\frac{\partial}{\partial r}+\frac{\cos\theta}{r}\times\frac{\partial}{\partial\theta} \tag{6.3-30}$$

$$\begin{aligned}\frac{\partial}{\partial y}\left(\lambda\frac{\partial T}{\partial y}\right)=&\sin^2\theta\frac{\partial}{\partial r}\left[\lambda\frac{\partial T}{\partial r}\right]-\frac{\sin\theta\cos\theta}{r^2}\times\lambda\frac{\partial T}{\partial\theta}+\\&\frac{\sin\theta\cos\theta}{r}\times\frac{\partial}{\partial r}\left(\lambda\frac{\partial T}{\partial\theta}\right)+\frac{\cos^2\theta}{r}\times\lambda\frac{\partial T}{\partial r}+\\&\frac{\sin\theta\cos\theta}{r}\times\frac{\partial}{\partial\theta}\left(\lambda\frac{\partial T}{\partial r}\right)-\frac{\sin\theta\cos\theta}{r^2}\lambda\frac{\partial T}{\partial\theta}+\\&\frac{\cos^2\theta}{r^2}\cdot\frac{\partial}{\partial\theta}\left(\lambda\frac{\partial T}{\partial\theta}\right)\end{aligned} \tag{6.3-31}$$

分别将式（6.3-28）和式（6.3-31）代入方程（6.3-22）则可得柱坐标系下导热微分方程的一般形式为

$$\rho c_p\frac{\partial T}{\partial t}=\frac{1}{r}\lambda\frac{\partial T}{\partial r}+\frac{\partial}{\partial r}\left(\lambda\frac{\partial T}{\partial r}\right)+\frac{1}{r^2}\times\frac{\partial}{\partial\theta}\left(\lambda\frac{\partial T}{\partial\theta}\right)+\frac{\partial}{\partial z}\cdot\left(\lambda\frac{\partial T}{\partial z}\right)+\dot{Q} \tag{6.3-32}$$

（2）球坐标系

对于球坐标系，见图6.3-5，其坐标变换方式为

$$\begin{cases}x=r\sin\theta\cos\varphi\\y=r\sin\theta\sin\varphi\\z=r\cos\theta\end{cases} \tag{6.3-33}$$

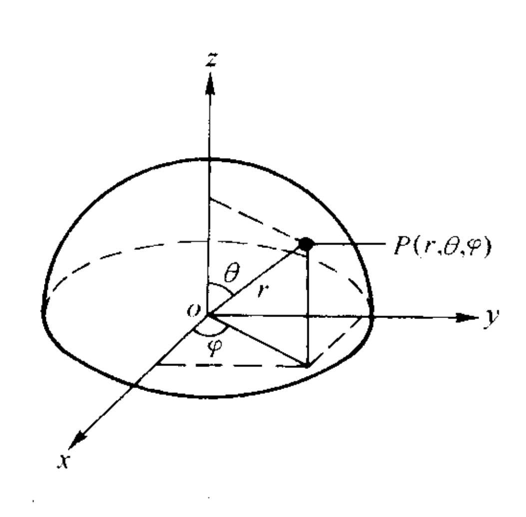


图6.3-5　球坐标与直角坐标的变换

仿照上面对于圆柱坐标系的分析，可推导出在球坐标系下导热微分方程的一般方程式为

$$\rho c_p\frac{\partial T}{\partial t}=\frac{1}{r^2}\left[\frac{\partial}{\partial r}\left(r^2\lambda\frac{\partial T}{\partial r}\right)+\frac{1}{\sin^2\theta}\times\frac{\partial}{\partial\varphi}\left(\lambda\frac{\partial T}{\partial\varphi}\right)+\frac{1}{\sin\theta}\times\frac{\partial}{\partial\theta}\left(\lambda\sin\theta\frac{\partial T}{\partial\theta}\right)\right]+\dot{Q} \tag{6.3-34}$$

1.3　直角坐标系下一般方程的特殊形式

方程（3.3-23）为直角坐标系下导热方程的一般形式，它支配着热物性参数 k、c_p、ρ 随着温度变化的条件下，各向同性物体中的瞬态传热现象。由于方程中存在非线性，往往难以直接进行数值求解。但在某些特殊条件下，可将上述问题简化为同问题所建立的条件相一致的最简单形式，以便于进行数值求解。

1.3.1　无内热源、常物性条件下导热微分方程的简化形式

在无内热源和热物性参数为常数的条件下，我们可按实际导热空间及稳态导热的条件，将导热微分方程的一般形式简化成见表6.3-1的形式。

表中，$\alpha=\dfrac{\lambda}{\rho c_p}$（$m^2/s$），称为导温系数或热扩散系数（Thermal diffusivity），是物质的物性参数。导温系数对于非稳态导热过程是非常重要的，它表征温度变化的速度。如果说热导率表示物体通过热量的能力，那么导温系数就是物体热惯性的度量。物体的导温系数越大，物体内任一点温度变化的速度也越快。因此，在其他条件相同的条件下，具有较大导温系数的物体中空间各点温度也较快地趋于均匀一致。导温系数与物质的性质有关。例如，液体和气体具有较大的热惯性。因此，它们的导温系数就小。金属具有小的热惯性，因为它们具有较大的导温系数。

表6.3-1　直角坐标系下热物性参数为常数的导热一般方程的简化形式

问题类型		导热微分方程
稳态导热	一维	$\frac{\partial^2 T}{\partial x^2}=0$
	二维	$\frac{\partial^2 T}{\partial x^2}+\frac{\partial^2 T}{\partial y^2}=0$
	三维	$\frac{\partial^2 T}{\partial x^2}+\frac{\partial^2 T}{\partial y^2}+\frac{\partial^2 T}{\partial z^2}=0$
非稳态导热	一维	$\frac{\partial^2 T}{\partial x^2}=\frac{1}{\alpha}\cdot\frac{\partial T}{\partial t}$
	二维	$\frac{\partial^2 T}{\partial x^2}+\frac{\partial^2 T}{\partial y^2}=\frac{1}{\alpha}\cdot\frac{\partial T}{\partial t}$
	三维	$\frac{\partial^2 T}{\partial x^2}+\frac{\partial^2 T}{\partial y^2}+\frac{\partial^2 T}{\partial z^2}=\frac{1}{\alpha}\cdot\frac{\partial T}{\partial t}$

1.3.2　克希霍夫（Kirchhoff）变换

当热导率随温度变化，即 $\lambda=\lambda(T)$ 时，导热微分方程（6.3-23）中的第一项 $\nabla(\lambda\nabla T)$ 是非线性的。在某些问题中，可通过克希霍夫变换来消除其非线性。在克希霍夫变换中，将自变量 T 变换为一新的标量 U，它定义为

$$U=\frac{1}{\lambda_0}\int_{T_0}^{T}\lambda\,\mathrm{d}T \tag{6.3-35}$$

式中，λ_0 为基准温度 T_0 时的热导率，$\lambda_0=\lambda(T_0)$。

由式（6.3-35）可得到

$$\frac{\mathrm{d}U}{\mathrm{d}T}=\frac{\lambda}{\lambda_0} \tag{6.3-36}$$

因而，有

$$\frac{\partial U}{\partial t}=\frac{\partial U}{\partial T}\times\frac{\partial T}{\partial t}=\frac{\lambda}{\lambda_0}\times\frac{\partial T}{\partial t} \tag{6.3-37}$$

$$\frac{\partial^2 U}{\partial x^2}=\frac{\partial}{\partial x}\left(\frac{\partial U}{\partial x}\right)=\frac{\partial}{\partial x}\left(\frac{\partial U}{\partial T}\cdot\frac{\partial T}{\partial x}\right)=\frac{1}{\lambda_0}\times\frac{\partial}{\partial x}\left(\lambda\frac{\partial T}{\partial x}\right) \tag{6.3-38}$$

于是，当系统无内热源时，方程（6.3-23）变为

$$\nabla^2 U=\frac{\rho C_p}{\lambda}\times\frac{\partial U}{\partial t}=\frac{1}{\alpha}\times\frac{\partial U}{\partial t} \tag{6.3-39}$$

由变换后的方程（6.3-39）可知，对于消去方程右端项的稳态导热问题，经克希霍夫变换后方程变为对于 U 的线性方程。而对于非稳态导热问题，只有当 α 为定值时，方程式的右端项才是线性的。但即使 α 不为定值，以这种变换得到的方程式比原始的非线性形式更为简单和准确。

1.3.3　热焓变换

采用克希霍夫变换，我们可以消除导热一般方程式中由于热导率随温度变化造成的 $\nabla(\lambda\nabla T)$ 项的非线性。但当系统比热也随温度变化时，方程式（6.3-23）右端项仍为非线性。此时，我们可采用热焓变换来进行处理。这里我们仍假设系统无内热源，$\dot{Q}=0$，此时，导热微分方程的一般形式为：

$$\nabla(\lambda \nabla T)=\rho c_{p}\frac{\partial T}{\partial t} \tag{6.3-40}$$

热焓变换的一般形式为

$$H = H_0 + \int_{T_0}^{T} c_p \mathrm{d}T \tag{6.3-41}$$

式中，H 为热焓；T_0 为基准温度；H_0 为基准温度时的热焓。

由式（6.3-41）可得

$$\frac{\partial H}{\partial T}=c_p,\ \frac{\partial H}{\partial t}=\frac{\partial H}{\partial T}\times\frac{\partial T}{\partial t}=c_p\frac{\partial T}{\partial t} \tag{6.3-42}$$

因而，方程（6.3-40）的右端可变为

$$\rho c_p\frac{\partial T}{\partial t}=\rho\frac{\partial H}{\partial t} \tag{6.3-43}$$

对于方程（6.3-40）的左端，仍采用克希霍夫变换。因而，最终可得变换后的方程为

$$k_0\nabla^2 U=\rho\frac{\partial H}{\partial t} \tag{6.3-44}$$

当密度 ρ 为常数时，方程（6.3-44）是线性的。如果已知热导率和比热容同温度的函数关系，即可用迭代法对上述方程进行数值求解。

1.4 导热过程的定解条件

导热微分方程描述的是导热过程的一般规律。为了对具体的导热问题进行求解，必须给出用以表征该特定问题的定解条件。对于非稳态导热问题，在物体的几何形状、尺寸和热物性参数给定的情况下，定解条件有两个方面，即初始时刻温度分布的初始条件，以及导热物体边界上温度或换热情况的边界条件。导热微分方程及定解条件构成了一个具体导热问题的完整的数学描述。对于稳态导热问题，定解条件没有初始条件，仅有边界条件。

1.4.1 边界条件

导热问题常见的边界条件可归纳为三类。

（1）第一类边界条件

给定了边界上的温度值。此类边界条件最简单的形式就是给定边界温度保持不变，即 T_w = 常数。对于非稳态导热问题，这类边界条件也可以给定温度为边界上空间位置与时间的函数，即

$$T_w=f(x,y,z,t) \tag{6.3-45}$$

（2）第二类边界条件

给定边界上的热流密度值。此类边界条件最简单的形式就是给定边界上的热流密度保持定值，即 q_w = 常数。对于非稳态导热问题，这类边界条件也可以给定热流密度为边界上空间位置与时间的函数，即

$$q_w=-\lambda\left(\frac{\partial T}{\partial n}\right)\bigg|_w=f(x,y,z,t) \tag{6.3-46}$$

对于此类边界条件，应用较为广泛的是绝热边界条件，即 $q_w=0$。

（3）第三类边界条件

给定边界上物体与周围流体间的表面换热系数 h_c 及周围流体的温度 T_f。此类边界条件可表示为

$$-\lambda\left(\frac{\partial T}{\partial n}\right)\bigg|_w=h_c(T_w-T_f) \tag{6.3-47}$$

对于非稳态导热过程，h_c 及 T_f 均可为时间的函数。

以上分类主要是从数学上便于求解的角度考虑的，但实际上发生在物体边界上的传热现象是多种多样的。在铸件凝固过程中，需补充说明的是辐射换热边界条件和铸件/铸型界面边界条件的处理。

（4）辐射换热边界条件

当考虑物体表面的热辐射时，辐射换热边界条件可表示为：

$$-\lambda\left(\frac{\partial T}{\partial n}\right)\bigg|_w=\varepsilon\sigma(T_w^4-T_f^4) \tag{6.3-48}$$

其中，T_f 为已知环境温度。由上可见，辐射换热边界条件是关于物体表面温度 T_w 的非线性方程，并将使导热问题的求解变得更加困难。在实际应用时，常采用线性化处理进行简化，从而使该类边界条件具有与对流换热边界条件类似的形式，即

$$-\lambda\left(\frac{\partial T}{\partial n}\right)\bigg|_w=h_r(T_w-T_f) \tag{6.3-49}$$

$$h_r=\varepsilon\sigma(T_w^2+T_f^2)(T_w+T_f) \tag{6.3-50}$$

式中，h_r 称为辐射换热系数。对于瞬态导热问题，在采用式（6.3-50）计算辐射换热系数时，表面温度 T_w 可近似采用前一时刻的温度值进行近似，这种处理可能会造成一定的误差。

在实际导热问题中，物体表面经常同时存在着对流和辐射两种换热，其边界条件为

$$-\lambda\left(\frac{\partial T}{\partial n}\right)\bigg|_w=(h_c+h_r)(T_w-T_f) \tag{6.3-51}$$

（5）金属/铸型界面换热条件

在金属凝固过程中，由于金属的凝固收缩和铸型的膨胀，在金属和铸型之间形成金属/铸型的界面，由于它们的接触通常是不完全的，存在界面热阻。同时，它们的接触情况也是在不断变化的。在一定条件下，它们之间会形成气隙。同时，有些铸造工艺中如金属型铸造，铸型表面有涂料的作用。因此，金属/铸型界面的传热是一个非常复杂的现象，在微观上同时存在着金属与铸型的接触导热、金属与铸型间隙中气体的导热以及表面间的热辐射等。在凝固过程数值模拟中，主要通过引入金属/铸型界面换热系数 h_i 来处理这种换热条件，其边界条件的表达式为

$$-\lambda_1\left(\frac{\partial T}{\partial n}\right)\bigg|_{w1}=h_i(T_{w1}-T_{w2}) \tag{6.3-52}$$

式中，λ_1 为铸件材料的导热系数；下标 w1、w2 分别代表铸件与铸型表面；T_{w1}、T_{w2} 分别代表铸件和铸型表面温度。

金属/铸型界面换热系数可以通过热传导反算法进行精确的求解。在通常情况下，h_i 可以通过经验数值或假设一定的分布函数形式进行处理。

最简单的处理方式为假设金属/铸型界面处于理想接触状态，此时其边界条件的表达式为

$$-\lambda_1\left(\frac{\partial T}{\partial n}\right)\bigg|_{w1}=-\lambda_2\left(\frac{\partial T}{\partial n}\right)\bigg|_{w2} \tag{6.3-53}$$

式中，λ_2 为铸型材料的热导率。

需要指出的是，式（3.3-52）同样适用于不同铸型材料间接触界面换热条件的处理，此时，λ_1、λ_2 分别为不同铸型材料的热导率，下标 w1、w2 分别代表不同铸型材料表面。

1.4.2 初始条件

非稳态导热问题的初始条件即为 $t=0$ 时刻在所研究的空间上所有位置的温度分布，它可以是一个常数，也可以是空间的函数。在铸件凝固模拟过程中，可以通过假设铸型瞬时充满并在充型过程中无热交换而给定液态金属的初始温度为浇注温度，作为凝固模拟的初始条件。同时，也可以通过求解铸件充型过程并考虑铸件充型过程中的传热而得到铸件充型结束后的初始温度分布。在实际应用过程中，需要根据实际铸造工艺、铸件尺寸及模拟计算效率来综合考虑。

1.5 凝固过程结晶潜热的处理

金属凝固过程中，结晶潜热的释放是金属凝固过程区别

于一般导热过程的显著特点。对于凝固过程结晶潜热的处理，可将其视为具有内热源的导热问题。此时，方程（6.3-22）中的 $\dot{Q}$ 项就是单位体积的金属在单位时间内释放的结晶潜热，因而可表示为

$$\dot{Q} = \rho L \frac{\partial f_s}{\partial t} = \rho L \frac{\partial f_s}{\partial T} \times \frac{\partial T}{\partial t} \tag{6.3-54}$$

式中，L 为金属材料的结晶潜热；ρ 为金属材料的密度（假设固相和液相密度相等）；f_s 为温度为 T 时的质量固相率，是温度的函数。

将式（3.3－54）代入方程（6.3-22）中则得到考虑金属凝固结晶潜热释放的导热微分方程为

$$\rho\left(c_p - L\frac{\partial f_s}{\partial T}\right)\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x}\left(\lambda\frac{\partial T}{\partial x}\right) + \frac{\partial}{\partial y}\left(\lambda\frac{\partial T}{\partial y}\right) + \frac{\partial}{\partial z}\left(\lambda\frac{\partial T}{\partial z}\right) \tag{6.3-55}$$

由上式可见处理结晶潜热项的关键是处理固相率随温度变化的函数 $f_s(T)$。函数 $f_s(T)$ 决定于合金的种类及其凝固特性。对于二元合金，在平衡凝固条件下，可根据合金状态图（见图6.3-6）确定 $f_s(T)$ 如下

$$f_s(T) = \frac{C_L - C_0}{C_L - C_S} = \frac{C_L - C_0}{C_L(1-k_0)} = \frac{T_L - T}{(1-k_0)(mC_0 + T_L - T)} \tag{6.3-56}$$

式中，C_0 为合金中组元 B 的含量；C_S、C_L 分别为温度为 T 时固相和液相中组元 B 的含量；$k_0 = C_S/C_L$ 为合金的平衡溶质分配系数；m 为合金液相线斜率，当 $k_0 < 1$ 时，m 取正值；T_L、T_S 分别为合金的液相线和固相线温度。

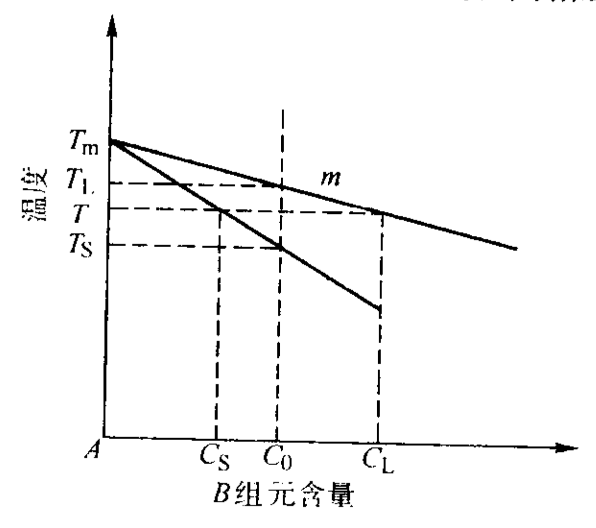


图6.3-6 具有凝固结晶范围的合金状态图

在非平衡凝固条件下，考虑固相无扩散，液相溶质均匀分布时，可以用非平衡条件下的杠杆定律（Scheil 方程）来确定 $f_s(T)$。由 Scheil 方程可得

$$C_L = C_0(1 - f_S(T))^{k_0 - 1} \tag{6.3-57}$$

由图6.3-6可得

$$\frac{C_0}{C_L} = \frac{T_m - T_L}{T_m - T} \tag{6.3-58}$$

将式（3.3-58）代入式（3.3-57），并整理可得

$$f_s(T) = 1 - \left(\frac{T_m - T}{T_m - T_L}\right)^{\frac{1}{k_0 - 1}} \tag{6.3-59}$$

式中，T_m 为合金液相线与纵坐标轴的交点所对应的温度，即组元 A 的熔点。

由上述可知，在一定温度下，合金的固相率 $f_s(T)$ 是温度的非线性函数，给数值计算带来困难。同时，由于实际合金的复杂性，有关凝固条件及与固相率相关的各种参数数据的不完善，实际固相率的函数较难准确获得。因此，在凝固过程数值模拟中，采用不同的方法来处理凝固结晶潜热的析出。目前常用的方法有等价比热容法、温度回升法和热焓法。

1.5.1 热焓法

采用热焓法处理凝固结晶潜热时，主要是通过热焓变换来处理方程（6.3-55）。当考虑凝固相变时，合金的热焓为

$$H = H_0 + \int_{T_0}^{T} c_p \mathrm{d}T + (1 - f_s)L \tag{6.3-60}$$

式中，H 为热焓；T_0 为基准温度；H_0 为基准温度时的热焓。

由式上式对温度求导可得

$$\frac{\partial H}{\partial T} = c_p - L\frac{\partial f_s}{\partial T}, \frac{\partial H}{\partial t} = \frac{\partial H}{\partial T} \times \frac{\partial T}{\partial t} = \left(c_p - L\frac{\partial f_s}{\partial T}\right)\frac{\partial T}{\partial t} \tag{6.3-61}$$

因而，经上述变换后，方程（6.3-55）可变为

$$\rho\frac{\partial H}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x}\left(\lambda\frac{\partial T}{\partial x}\right) + \frac{\partial}{\partial y}\left(\lambda\frac{\partial T}{\partial y}\right) + \frac{\partial}{\partial z}\left(\lambda\frac{\partial T}{\partial z}\right) \tag{6.3-62}$$

当采用显式差分格式对上式进行离散后，可以直接求出下一时刻的热焓值，然后根据式（3.3-60）可以求出下一时刻所对应的温度值。

假设合金的 c_p 为常数，结晶潜热在凝固区间均匀释放，合金的固相率与温度成线性关系

$$f_s = \frac{T_L - T}{T_L - T_S} \tag{6.3-63}$$

则可得

$$\frac{\partial H}{\partial t} = \left(c_p - L\frac{\partial f_s}{\partial T}\right)\frac{\partial T}{\partial t} = c_p\left(1 + \frac{1}{(T_L - T_S)c_p}\right)\frac{\partial T}{\partial t} \tag{6.3-64}$$

对上式进行离散后可直接由下一时刻的热焓值来计算所对应的温度值。

当考虑合金的比热容随温度变化或固相率为温度的非线性函数时，需根据相应的函数关系对式（6.3-60）进行进一步细化，得到热焓与温度的函数关系式，采用迭代或其他方法求解温度值。

若考虑合金的热导率也随温度变化，则对方程（3.3-62）的右端应采用克希霍夫变换，并得到（3.3-44）的方程形式，然后对方程进行离散，采用迭代方法进行求解。

值得指出的是，采用热焓方法处理结晶潜热时，不仅适用于具有凝固结晶区间的合金，对于具有固定熔点 T_m 的纯金属，同样适用，此时其热焓的表达式为

$$\begin{cases} H = H_0 + \int_{T_0}^{T} c_p \mathrm{d}T & T < T_m \\ H = H_0 + \int_{T_0}^{T_m} c_p \mathrm{d}T + L & T = T_m \\ H = H_0 + \int_{T_0}^{T_m} c_p \mathrm{d}T + L + \int_{T_m}^{T} c_p \mathrm{d}T & T > T_m \end{cases} \tag{6.3-65}$$

1.5.2 温度回升法

温度回升法是把金属凝固时释放的潜热用于补偿由于热传导所带走的热量，即补偿了由传热所引起的温度的降低，从而使单元自身温度作相应回升。与其他方法相比，它的物理意义明确，适合数值计算，特别是纯金属和共晶合金凝固潜热的处理。

温度回升法的计算过程为：先不考虑结晶潜热的释放，采用正常的凝固模拟数值计算方法计算控制单元体内温度的变化，得到单元体在 Δt 时间内温度由 T^n 降低到 T^{n+1}，当 T^{n+1} 跨越金属的熔点或凝固结晶区间时，该单元体发生凝固，此时，采用温度回升法对 T^{n+1} 进行修正。具体方法如下：

假设在该 Δt 时间内，如果控制单元体中的固相率增加 Δf_s，则释放的潜热为 $\rho VL\Delta f_s$，其中 V 为控制单元的体积。释放的潜热使单元本身温度回升至 T^{n+1^*}，相应的温度升高值 $\Delta T^* = (T^{n+1^*} - T^{n+1})$，内能增加 $\rho Vc_p\Delta T^*$。根据能量守

恒原理，则有

$$\rho VL\Delta f_s = \rho Vc_p\Delta T^* \tag{6.3-66}$$

因此，在该 Δt 时间内，如果控制单元体中的固相率增加为

$$\Delta f_s = \frac{c_p}{L}\Delta T^* = \frac{c_p}{L}(T^{n+1^*} - T^{n+1}) \tag{6.3-67}$$

采用固相率累计的方法可以判断单元凝固是否结束。

（1）温度回升法在纯金属中应用

对于固定熔点 T_m 的纯金属或共晶合金，单元回升至 T_m，因而，此时单元修正后的温度为

$$T^{n+1^*} = T_m \tag{6.3-68}$$

而固相率的增量为

$$\Delta f_s = \frac{c_p}{L}\Delta T^* = \frac{c_p}{L}(T^{n+1^*} - T^{n+1}) = \frac{c_p}{L}(T_m - T^{n+1}) \tag{6.3-69}$$

当上式中固相率增量 Δf_s 大于 1 时，说明全部结晶潜热的释放不能使单元温度回升到 T_m，见图 6.3-7a。此时，由能量守恒原理可得

$$\rho VL = \rho Vc_p\Delta T^* = \rho Vc_p(T^{n+1^*} - T^{n+1}) \tag{6.3-70}$$

因此，采用温度回升法修正后的温度为

$$T^{n+1^*} = T^{n+1} + \frac{L}{c_p} \tag{6.3-71}$$

当式（6.3-69）中固相率增量 Δf_s 小 1 时，说明单元温度可以回升至 T_m，$T^{n+1^*} = T_m$，此时，重复凝固模拟计算过程，并累计固相率 $\sum\Delta f_s$，直至 $\sum\Delta f_s = 1$ 时，凝固结束。同样，当某时刻累计后的固相率大于 1 时，凝固结束，单元的温度也不能回升到 T_m，见图 6.3-7b。此时，该时刻的固相率增量 Δf_s 不参与累计，凝固潜热的释放量为（$1 - \sum\Delta f_s$）L，由能量守恒原理可得

$$\rho V(1 - \sum\Delta f_s)L = \rho Vc_p\Delta T^* = \rho Vc_p(T^{n+1^*} - T^{n+1}) \tag{6.3-72}$$

因此，该时刻考虑凝固潜热释放后，采用温度回升法修正后的温度为

$$T^{n+1^*} = T^{n+1} + (1 - \sum\Delta f_s)\frac{L}{c_p} \tag{6.3-73}$$

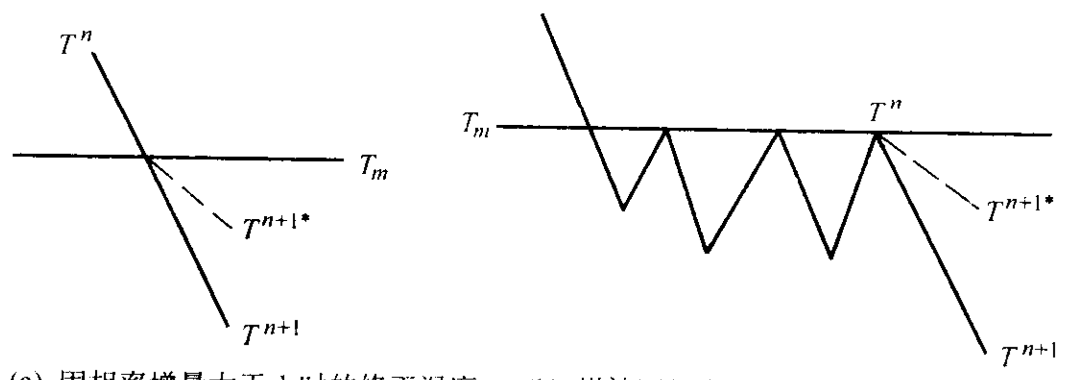
（2）温度回升法在具有凝固结晶区间的合金中的应用

对于具有凝固结晶区间的合金，假设合金的液相线温度和固相线温度分别为 T_L 和 T_S，结晶潜热在固液相区内呈线形释放，由式（6.3-63）可得

$$\Delta f_s = \frac{-\Delta T}{T_L - T_S} \tag{6.3-74}$$

上式表示某时刻在合金凝固区间内温度变化 ΔT 时所引起的固相率的增加。采用式（6.3-67）及式（6.3-73）可求出应用温度回升法后的修正温度 T^{n+1^*}。

根据上一时刻单元温度和当前时刻温度回升前后值的不同情况，将潜热释放分为以下六种情形（见图 6.3-8）分别处理如下。



(a) 固相率增量大于 1 时的修正温度　(b) 累计固相率增量大于 1 时的修正温度

图 6.3-7　采用温度回升法对纯金属凝固结晶潜热的处理

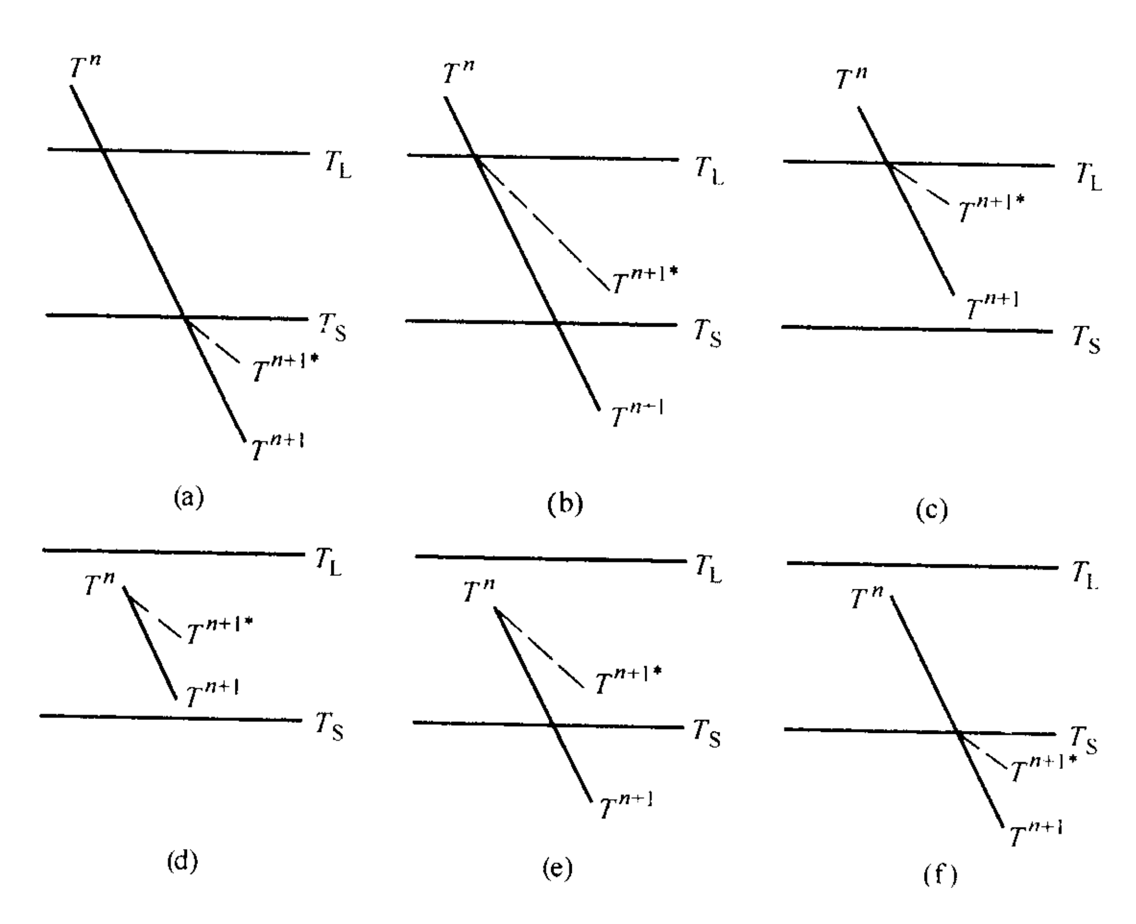


图 6.3-8　温度回升法在具有凝固区间的合金中的应用

1) $T^n > T_L$，$T^{n+1} < T_S$，$T^{n+1^*} < T_S$　见图6.3-8a，上一时刻的单元温度 T^n 在液相线温度以上，当前时刻的单元温度及回升后的温度值在固相线温度以下。此时，$\Delta f_s = 1$，凝固结晶潜热全部释放并用于使温度回升。由式（6.3-67）可得到与式（6.3-71）相同的单元温度回升后的修正公式。

由于 $T^{n+1^*} < T_S$，由式（6.3-71）可得

$$T^{n+1} < T_S - \frac{L}{c_p} \tag{6.3-75}$$

应用上式可以使用修正前的温度作为判断条件以区别第1种情况与下面的第2种情况，来确定对温度的修正方式。

2) $T^n > T_L$，$T^{n+1} < T_S$，$T_S < T^{n+1^*} < T_L$　见图6.3-8b，上一时刻的单元温度 T^n 在液相线温度以上，当前时刻的单元温度位于固相线以下，而回升后的温度值在固相线温度以上。此时，$\Delta T = T^{n+1^*} - T_L$，由式（6.3-67）及式（6.3-74）可得

$$\frac{c_p}{L}(T^{n+1^*} - T^{n+1}) = -\frac{T^{n+1^*} - T_L}{T_L - T_S} \tag{6.3-76}$$

因此，可得温度回升后的修正值为

$$T^{n+1^*} = \frac{LT_L + c_p(T_L - T_S)T^{n+1}}{L + c_p(T_L - T_S)} = T_L - \frac{c_p}{c_p + \frac{L}{T_L - T_S}} \times (T_L - T^{n+1}) \tag{6.3-77}$$

3) $T^n > T_L$，$T_S < T^{n+1} < T_L$，$T_S < T^{n+1^*} < T_L$　见图6.3-8c，上一时刻的单元温度 T^n 在液相线温度以上，当前时刻的单元温度及回升后的温度值均在固相线温度以上。此时，$\Delta T = T^{n+1^*} - T_L$，此种情况与第2种情况相同，可采用式（6.3-77）计算修正后的温度值。

4) $T_S < T^n < T_L$，$T_S < T^{n+1} < T_L$，$T_S < T^{n+1^*} < T_L$　见图6.3-8d，上一时刻的单元温度 T^n 介于固、液相线之间，当前时刻的单元温度回升前后也介于固、液相线温度之间。此时，$\Delta T = T^{n+1^*} - T^n$，由式（6.3-67）及式（6.3-74）可得

$$\frac{c_p}{L}(T^{n+1^*} - T^{n+1}) = -\frac{T^{n+1^*} - T^n}{T_L - T_S} \tag{6.3-78}$$

因此，可得温度回升后的修正值为

$$T^{n+1^*} = \frac{LT^n + c_p(T_L - T_S)T^{n+1}}{L + c_p(T_L - T_S)} = T^n - \frac{c_p}{c_p + \frac{L}{T_L - T_S}}(T^n - T^{n+1}) \tag{6.3-79}$$

5) $T_S < T^n < T_L$，$T^{n+1} < T_S$，$T_S < T^{n+1^*} < T_L$　见图6.3-8e，上一时刻的单元温度 T^n 位于固、液相线温度之间，当前时刻的单元温度位于固相以下，回升后的温度值位于固相线温度以上。此时，$\Delta T = T^{n+1^*} - T^n$，此种情况与第4种情况相同，可采用式（6.3-79）计算修正后的温度值。

6) $T_S < T^n < T_L$，$T^{n+1} < T_S$，$T^{n+1^*} < T_S$　见图6.3-8f，上一时刻的单元温度 T^n 介于固、液相线之间，当前时刻的单元温度及回升后的温度值均位于固相线温度一下。此时，$\Delta T = T_S - T^n$，由式（6.3-67）及式（6.3-74）可得

$$\frac{c_p}{L}(T^{n+1^*} - T^{n+1}) = -\frac{T_S - T^n}{T_L - T_S} \tag{6.3-80}$$

因此，可得温度回升后的修正值为

$$T^{n+1^*} = T^{n+1} + \frac{L}{c_p}\left(\frac{T^n - T_S}{T_L - T_S}\right) \tag{6.3-81}$$

由于 $T^{n+1^*} < T_S$，由式（6.3-81）可得

$$T^{n+1} < T_S - \frac{L}{c_p}\left(\frac{T^n - T_S}{T_L - T_S}\right) \tag{6.3-82}$$

应用上式可以使用修正前的温度作为判断条件以区别第6种情况和第5种情况，来确定对温度的修正方式。

(3) 温度回升法在具有初晶及共晶结晶过程的合金中的应用

对于具有初晶及共晶结晶过程的合金，例如铸铁，在凝固过程中存在明显的初晶阶段和共晶阶段。两个阶段都有各自的潜热释放，由于潜热的释放，初晶阶段温度曲线斜率减缓，而共晶阶段温度曲线则形成一个共晶平台，结晶潜热在固液相区内呈非线形释放，如图6.3-9所示。初晶阶段具有凝固结晶区间，共晶阶段具有固定熔点。因此，对于此类合金，用温度回升法计算结晶潜热需要综合前述（1）、（2）两个过程。

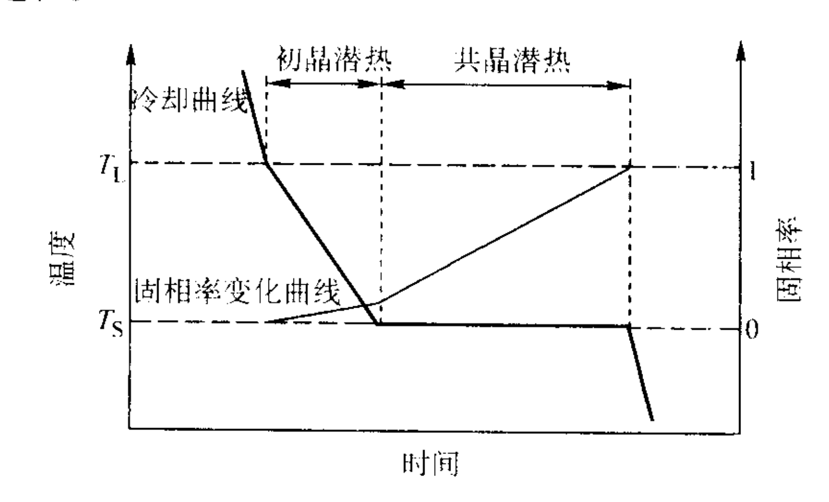


图6.3-9　无共晶和共晶合金潜热过程对比示意图

根据上一时刻单元温度和当前时刻温度回升前后值的不同情况，将潜热释放分为以下十种情形（见图6.3-10）分别处理如下，温度回升的修正公式推导同前。

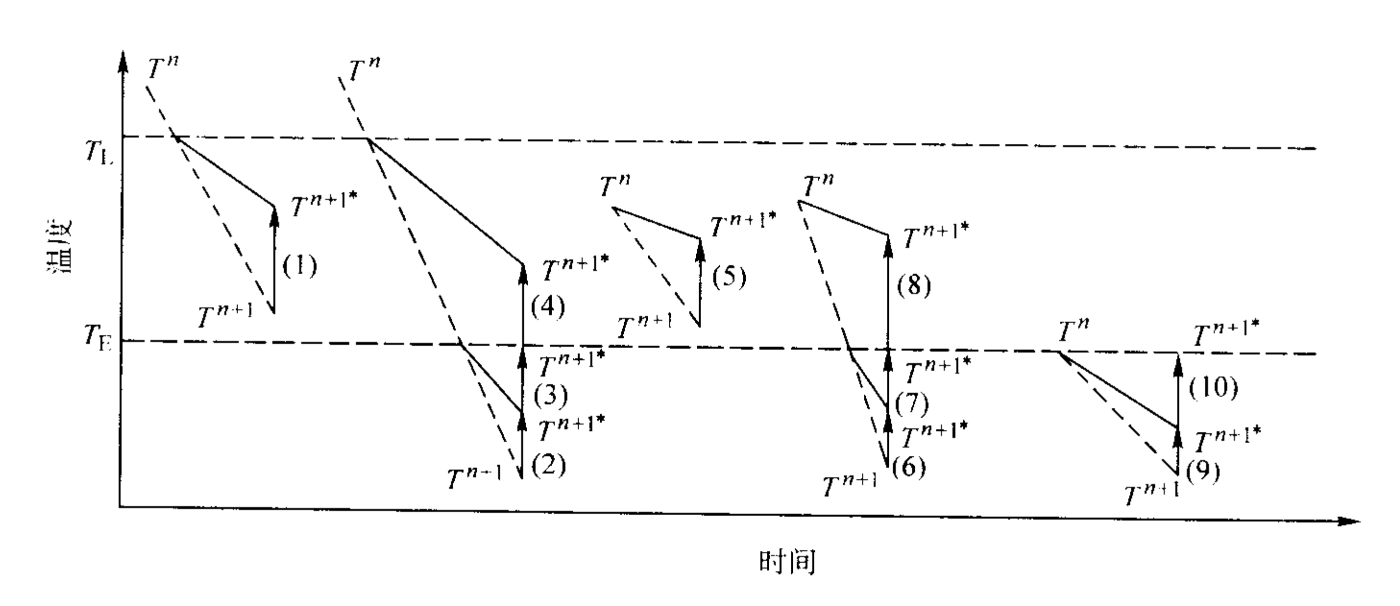


图6.3-10　有共晶潜热处理方法示意图

1.5.3 等价比热容法

等价比热容就是将结晶潜热折算成比热容加到合金的实际比热容上，作为合金结晶温度区间的修正比热容，是应用较为广泛的结晶潜热处理方法之一。我们定义等价比热容为

$$c_{pe} = \left(c_p - L \frac{\partial f_s}{\partial T} \right) \tag{6.3-83}$$

此时，方程（6.3-55）变为

$$\rho c_{pe} \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x}\left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y}\left(\lambda \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z}\left(\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \right) \tag{6.3-84}$$

按正常的非稳态导热微分方程的处理方法，可实现对该方程式的数值求解。

当假设结晶潜热在凝固区间均匀释放，固相率 f_s 满足式（6.3-63）时，等价比热容的表达式为

$$c_{pe} = c_p + \frac{L}{(T_L - T_S)} \tag{6.3-85}$$

当考虑结晶潜热不是均匀释放，并给定固相率 f_s 随温度变化的关系式后，可按式（6.3-62）确定等价比热容。但此时等价比热容是随温度变化的函数，需要进行非线性处理或进行必要的近似处理才能进行数值求解。

当采用等价比热法处理凝固温度区间较小的合金时，所计算的温度在通过固相线和液相相时，会产生较大误差，需作必要的修正（见图 6.3-11）。

当计算所得到的单元温度 T^{n+1} 在通过液相线时，见图 6.3-11a 所示，应用能量守恒原理，可得

$$\rho c_p V(T^n - T^{n+1}) = \rho c_p V(T^n - T_L) + \rho c_{pe}(T_L - T^{n+1^*}) \tag{6.3-86}$$

因此，修正后的温度为

$$T^{n+1^*} = T_L - \frac{c_p}{c_{pe}}(T_L - T^{n+1}) \tag{6.3-87}$$

细心的读者会发现，图 6.3-11a 与图 6.3-8c 完全相同，将式（6.3-83）代入式（6.3-85）后，所得到的对当前时刻温度的修正公式与采用温度回升法时的修正公式（6.3-77）完全相同。

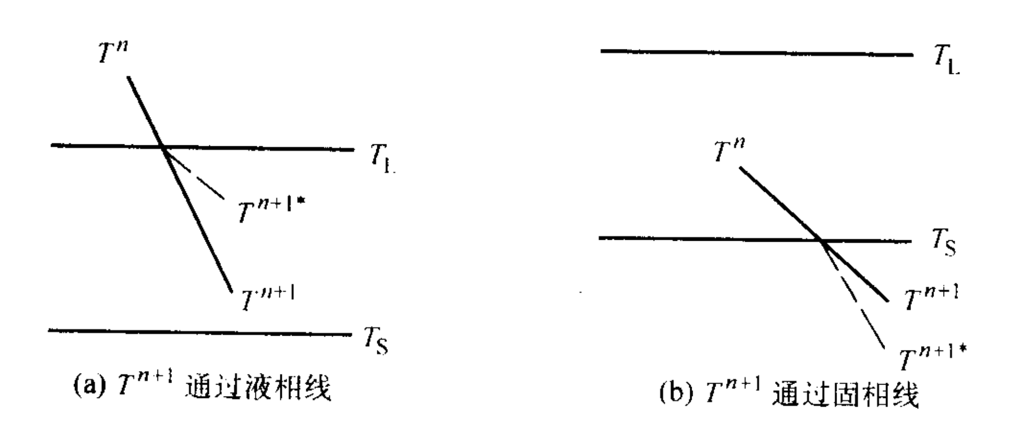


图 6.3-11 采用等价比热法处理凝固潜热时对温度的修正

当计算所得到的温度 T^{n+1} 在通过固相线时，如图 6.3-11b 所示，应用能量守恒原理，可得

$$\rho c_{pe} V(T^n - T^{n+1}) = \rho c_{pe} V(T^n - T_S) + \rho c_p(T_S - T^{n+1^*}) \tag{6.3-88}$$

修正后的温度为

$$T^{n+1^*} = T_S - \frac{c_{pe}}{c_p}(T_S - T^{n+1}) \tag{6.3-89}$$

由上述可知，等价比热容法主要适用于具有凝固结晶区间合金的凝固结晶潜热的处理。对于纯金属或共晶合金，可以人为地假设一个凝固结晶区间，但此时会造成一定的误差。

2 铸件凝固过程数值模拟方法

2.1 数值模拟方法介绍

数值算法是铸造过程数值模拟的数学基础。常用的数值算法有有限差分法（Finite Difference Method，FDM）、有限元法（Finite Element Method，FEM）和边界元法（Boundary Element Method，BEM）等。新的数值计算方法与技术，如无单元法（Element Free Method，EFM）、并行计算技术等不断涌现。数值计算是基于对计算域的离散。不同数值方法对应的计算域的离散方法不同。同时不同数值算法对边界的处理也不同，计算效率和计算精度也存在差异。总之，各种方法都有其适用范围，这也是新方法产生的动力。如在铸造过程数值模拟中有限差分法广泛应用于铸件凝固过程的温度场计算、充型过程数值模拟等方面，相对来说，简便实用。而有限元法主要应用于应力分析，也有用于温度场计算和流动场的分析。

2.2 有限差分法的数学基础

有限差分法（Finite Difference Method）是求解偏微分方程的一类主要数值方法。它的基本思想是首先将微分方程问题的求解域划分为差分网格，用有限个网格节点代替连续的求解域。然后将微分方程的导数用差商代替，推导出含有离散点上有限个未知数的差分方程组，将微分方程问题转化为代数问题。最后求解差分方程组以获得微分方程的数值近似解。

2.2.1 差商的概念

有限差分法依据差商为微商的近似，微商是差商的极限。二者的关系可表述如下。

若 $y = f(x)$ 为一连续函数，定义 y 对 x 的导数为

$$\frac{dy}{dx} = \lim_{\Delta x \to 0} \frac{\Delta y}{\Delta x} = \lim_{\Delta x \to 0} \frac{f(x + \Delta x) - f(x)}{\Delta x} \tag{6.3-90}$$

式中 dy、dx 分别是函数及自变量的微分；dy/dx 是函数对自变量的导数，又称微商；Δy、Δx 分别为函数及自变量的差分；$\Delta y/\Delta x$ 为函数对自变量的差商。

从上述定义中，可以看出，当 $\Delta x \to 0$ 时，函数对自变量的差商等于微商。

在差分法中，Δx 总是取某一小的正数。这样，当用差商代替微商时必然存在一定的误差，其误差大小为 $\left| \frac{\Delta y}{\Delta x} - \frac{dy}{dx} \right|$。

对于一阶导数，可用以下几种差商近似（见图 6.3-12）。

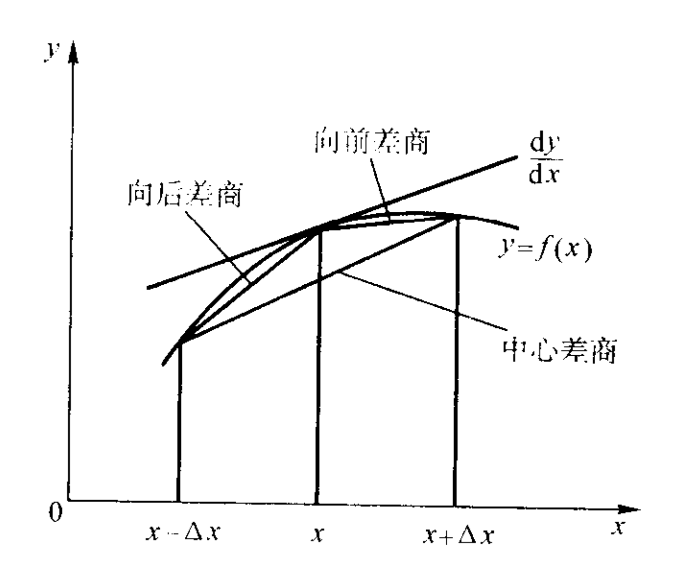


图 6.3-12 差商与微商

$$\text{向前差商：} \frac{dy}{dx} \approx \frac{y(x + \Delta x) - y(x)}{\Delta x} \tag{6.3-91}$$

向后差商：$\frac{dy}{dx}\approx\frac{y(x)-y(x-\Delta x)}{\Delta x}$　(6.3-92)

中心差商：$\frac{dy}{dx}\approx\frac{y(x+\Delta x)-y(x-\Delta x)}{2\Delta x}$　(6.3-93)

对于二阶导数的差商，我们称为二阶差商。可以将其近似为一阶导数的向后差商，而一阶导数用向前差商近似，因而有

$$\frac{d^2y}{d^2x}\approx\frac{y'(x)-y'(x-\Delta x)}{\Delta x}=\frac{\frac{y(x+\Delta x)-y(x)}{\Delta x}-\frac{y(x)-y(x-\Delta x)}{\Delta x}}{\Delta x}=\frac{y(x+\Delta x)-2y(x)+y(x-\Delta x)}{(\Delta x)^2}\quad(6.3\text{-}94)$$

用差商近似微商而带来的误差称为逼近误差，通过Taylor级数展开可导出其逼近误差。不同差商的逼近误差不同，向前差商和向后差商的逼近误差为$O(\Delta x)$，则称前向差商和后向差商具有一阶精度。中心差商和二阶差商逼近误差为$O[(\Delta x)^2]$，则称中心差商和二阶差商具有二阶精度。

2.2.2　差分方程的构造方法

在有限差分法中，差分方程的构造通常有两种类型的方法。

(1) 基于微分方程 Taylor 级数的构造方法

基于微分方程 Taylor 级数的构造方法是用差商直接代替微分方程中的微商，从而得到相应的差分方程。这种方法的构造过程比较直接，但缺乏弹性，而且其中的各项物理意义不十分明确。

(2) 控制容积法

控制容积法也称作直接差分法或基于守恒原理的差分法其基本思想是将计算区域分成互不重叠的控制容积，并使每一个网格节点都由一个控制容积所包围。在每个控制容积内对微分方程进行积分或应用守恒原理直接得到所求解问题的差分方程。这种方法的主要特征是在整个计算区域内，每一控制体积均可以精确地满足质量、动量及能量等物理量的守恒，物理意义明确。即使是粗网格，也能达到准确的守恒。同时，这一方法能处理复杂的几何形状，在区域划分过程中可以根据需要将网格分为三角形、四边形或多边形。

根据节点和节点领域的定义方法，控制容积法还可分为两类，但其基本原理是相同的。

1) 内节点法　用内节点法进行网格区域划分时，先确定控制容积，而把控制容积的几何中心（通常为网格单元外接圆的圆心）定义为节点。见图 6.3-13 所示，虚线表示控制容积所包围的区域。按照这种方式，对于控制容积尺寸不均匀的矩形区域，控制容积面（虚线）不在网格节点间的中点位置。

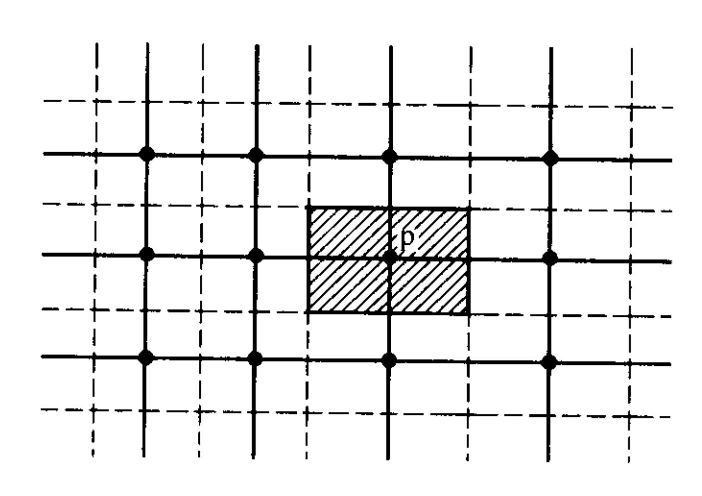


图 6.3-13　内节点法控制容积

2) 外节点法　如图 6.3-14 所示，外节点法是先定义节点，由节点间的垂直平分面（控制容积面，虚线）所构成的区域作为控制容积。按照这种方式，在非均匀网格区域中，网格节点不在控制容积的几何中心。

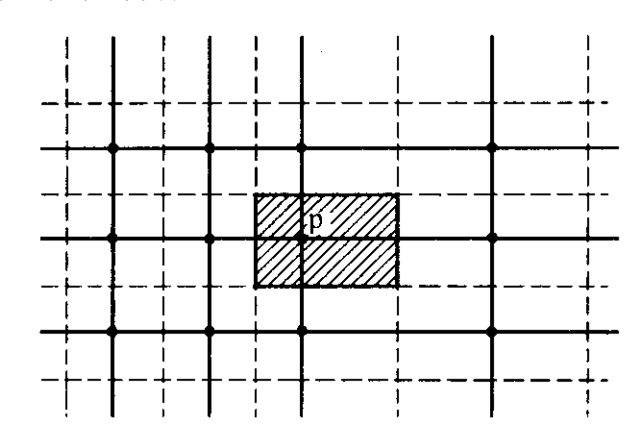


图 6.3-14　外节点法控制容积

值得注意的是，对于均匀网格（或均匀的控制容积大小），两种方法趋于一致。因而，只有在非均匀网格情况下，对两种方法的比较才有意义。首先，内节点法的主要优点在于它的方便性。因为控制容积是离散化方法的基本单位，先确定控制容积的边界，而后决定网格节点的位置是比较方便的。同时对于一组合物体，控制容积面可以位于材料性质发生不连续的界面。类似地，内节点法也可以很方便地处理边界条件的不连续性。而对于外节点方法，由于控制容积面位于两个网格点的“中点”，为计算控制面上的物理量提供了较高的精度。同时，由于网格节点可能不落在控制容积的几何中心，不能认为节点的物理量是控制容积的一个理想的代表值。另外，在外节点法中，由于在边界的网格节点周围构成“半”个控制容积，需要对边界节点的计算域进行特殊的离散化处理。

2.2.3　线性代数方程组的数值解法

根据微分方程及其定解条件建立了差分方程后，就需要研究差分方程的求解方法以便获得微分方程的数值近似解。一般线性代数方程组的数值解法有两种方法：直接法和迭代法。所谓直接法，就是通过有限次的运算求出问题的准确解的方法。迭代法则与之相反，它是用某种迭代过程去逐步逼近准确解，从而可以用有限个步骤算出具有指定精度的近似解。直接法与迭代法各有优缺点，前者由于受到计算机存储量的限制，一般来说适合于系数矩阵阶数不高的问题，其计算量小，精确度较高，但程序复杂。而后者主要用于某些高阶问题，一般来说其程序较为简单，但计算工作量有时较大。实际应用时，应根据问题特点、要求以及所使用的计算机条件来决定方法的取舍。直接解法有 Gauss 消去法、追赶法等，迭代法主要有 Jacobi 迭代法、SOR 迭代法等。

2.3　凝固传热有限差分法求解

有限差分法是求解导热问题的有效方法之一，是在凝固过程数值模拟领域中被广泛采用的一种数值方法。该方法相对于有限元、边界元等数值计算方法来说，具有数值计算方程导出容易、物理意义明确、数据准备简单和计算成本低等优点。本节主要讨论采用有限差分法对导热微分方程进行离散的差分格式。为了便于讨论，本节主要以直角坐标系、无内热源、常物性条件下的非稳态导热微分方程为讨论对象。假设讨论前已建立好相应的差分网格，在 x、y、z 三个方向上分别采用空间步长为 Δx、Δy、Δz 的均匀网格系统，并采用 i、j、k 分别表示对应于节点 x_i、y_i 和 z_i 所对应的坐标位置。同时，假设采用均匀时间步长 Δt，并分别用 n 或 $n+1$ 表示 t_n 和 t_{n+1} 所对应的时刻。对于空间坐标位置（x_i，y_i，z_i）在 t_n 时刻的温度 $T(x_i,y_i,z_i,t_n)$ 采用 $T^n_{i,j,k}$ 表示，上标为所处的时刻，下标表示空间位置。对于热物性参数随温度变化的情形，在实际应用时，可参照上一节（3.1）中有关导热微分方程的非线性变换或相应的近似处理方法进行处理。

同样，对于凝固潜热的处理，可参看上节内容。

2.3.1　显式差分格式

对于直角坐标系、无内热源、常物性条件下的一维非稳态导热微分方程

$$\frac{\partial^2 T}{\partial x^2}=\frac{1}{\alpha}\frac{\partial T}{\partial t} \tag{6.3-95}$$

方程对于所有内部节点都成立。在 t_n 时刻，将方程应用于节点 x_i 可得

$$\left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2}\right)_i^n=\frac{1}{\alpha}\left(\frac{\partial T}{\partial t}\right)_i^n \tag{6.3-96}$$

将方程（6.3-96）的右端的$\left(\frac{\partial T}{\partial t}\right)_i^n$用前向差商近似

$$\left(\frac{\partial T}{\partial t}\right)_i^n=\frac{T_i^{n+1}-T_i^n}{\Delta t} \tag{6.3-97}$$

对方程（6.3-96）的左端用中心差商近似

$$\left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2}\right)_i^n=\frac{T_{i-1}^n-2T_i^n+T_{i+1}^n}{\Delta x^2} \tag{6.3-98}$$

将式（6.3-97）与式（6.3-98）待入式（6.3-96）可得

$$\frac{T_{i-1}^n-2T_i^n+T_{i+1}^n}{\Delta x^2}=\frac{1}{\alpha}\times\frac{T_i^{n+1}-T_i^n}{\Delta t} \tag{6.3-99}$$

将式（6.3-99）整理后可得

$$T_i^{n+1}=fT_{i-1}^n+(1-2f)T_i^n+fT_{i+1}^n \tag{6.3-100}$$

式中，$f=\frac{\alpha\Delta t}{\Delta x^2}$。

式（6.3-99）即为求解区域内部节点的有限差分格式，该方程与边界条件与初始条件一起构成了方程（6.3-95）的差分格式或有限差分方程。差分方程的截断误差为$O(\Delta t,\Delta x^2)$，当$\Delta t\to 0$，$\Delta x\to 0$时，差分方程（6.3-99）逼近微分方程（6.3-95），即差分方程与微分方程相容。

从数学上可以证明，差分方程（6.3-99）的稳定性条件为

$$f=\frac{\alpha\Delta t}{\Delta x^2}\leqslant\frac{1}{2} \tag{6.3-101}$$

因此，为了保证差分方程的收敛性，差分方程必须满足稳定性条件。由式（6.3-101）可知，当空间步长确定时，时间步长必须满足以下条件

$$\Delta t\leqslant\frac{\Delta x^2}{2\alpha} \tag{6.3-102}$$

当采用式（6.3-100）来求解节点 i 在 $n+1$ 时刻的温度时，可以直接利用上一时刻 n 的相邻节点的温度进行求解，这种差分格式称为“显式差分格式”。其突出的优点是每个节点的方程都可以独立求解，整个计算过程十分简便。

对于直角坐标系、无内热源、常物性条件下的二维及三维非稳态导热微分方程，可以按照同样的原理构造其内部节点的显式差分格式。

在二维情况下，假设空间步长相等即 $\Delta x=\Delta y$，并以 Δx 表示时，则热传导微分方程的显式差分格式为

$$T_{i,j}^{n+1}=f(T_{i-1,j}^n+T_{i+1,j}^n+T_{i,j-1}^n+T_{i,j+1}^n)+(1-4f)T_{i,j}^n \tag{6.3-103}$$

其稳定性条件为

$$f=\frac{\alpha\Delta t}{\Delta x^2}\leqslant\frac{1}{4} \tag{6.3-104}$$

同样，在三维条件下，假设空间步长相等即 $\Delta x=\Delta y=\Delta z$，并以 Δx 表示时，热传导微分方程的显式差分格式分别为

$$T_{i,j,k}^{n+1}=f(T_{i-1,j,k}^n+T_{i+1,j,k}^n+T_{i,j-1,k}^n+T_{i,j+1,k}^n+T_{i,j,k-1}^n+T_{i,j,k+1}^n)+(1-6f)T_{i,j}^n \tag{6.3-105}$$

其稳定性条件为

$$f=\frac{\alpha\Delta t}{\Delta x^2}\leqslant\frac{1}{6} \tag{6.3-106}$$

由上述分析可知，对于导热微分方程的显示差分格式，由于每个节点的方程都可以直接进行求解，计算过程简便，可以很方便的应用于一维、二维及三维条件下非稳态导热微分方程，因而，在工程中具有广泛应用。同时，由于显式差分格式对时间步长的选取受到严格的限制，计算效率较低。

2.3.2　一维导热问题的隐式差分格式

（1）完全隐式差分格式

在 t_{n+1}时刻，将方程（6.3-95）应用于节点 x_i 可得

$$\left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2}\right)_i^{n+1}=\frac{1}{\alpha}\left(\frac{\partial T}{\partial t}\right)_i^{n+1} \tag{6.3-107}$$

将方程（6.3-107）的右端的$\left(\frac{\partial T}{\partial t}\right)_i^{n+1}$用向后差商近似

$$\left(\frac{\partial T}{\partial t}\right)_i^{n+1}=\frac{T_i^{n+1}-T_i^n}{\Delta t} \tag{6.3-108}$$

对方程（6.3-107）的左端用中心差商近似

$$\left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2}\right)_i^{n+1}=\frac{T_{i-1}^{n+1}-2T_i^{n+1}+T_{i+1}^{n+1}}{\Delta x^2} \tag{6.3-109}$$

将式（6.3-108）与式（6.3-109）代入式（6.3-107）可得

$$\frac{T_{i-1}^{n+1}-2T_i^{n+1}+T_{i+1}^{n+1}}{\Delta x^2}=\frac{1}{\alpha}\frac{T_i^{n+1}-T_i^n}{\Delta t} \tag{6.3-110}$$

将式（6.3-110）整理后可得

$$-fT_{i-1}^{n+1}+(1+2f)T_i^{n+1}-fT_{i+1}^{n+1}=T_i^n \tag{6.3-111}$$

式（6.3-111）即为求解区域内部节点的有限差分格式，该方程与边界条件与初始条件一起构成了方程（6.3-95）的差分格式或有限差分方程。显然，该差分方程的截断误差为$O(\Delta t,\Delta x^2)$，具有一阶精度。

由于式（6.3-111）不能直接独立求解，必须通过求解线性方程组才能得到各节点在 $n+1$ 时刻的温度值。因而，这种差分格式称为隐式差分格式。同时，由于隐式差分格式具有多种形式，我们将具有方程（6.3-111）形式的差分格式称为“完全隐式差分格式”。

由式（6.3-15）及其边界条件和初始条件构成的线性方程组的系数矩阵具有三对角矩阵形式，可以采用追赶法进行求解。

（2）Crank-Nicolson 差分格式

对于一维导热问题的完全隐式差分格式，其截断误差为$O(\Delta t,\Delta x^2)$，具有一阶精度。为了进一步提高精度，考虑将 t_n 到 t_{n+1}的时间步分为两段，每一段的时间步长为$\frac{1}{2}\Delta t$，并分别在 t_n 时刻和 $t_{n+\frac{1}{2}}$时刻将方程（6.3-95）应用于节点 x_i。

在前半个时间段的 t_n 时刻，将方程（6.3-95）应用于节点 x_i，并按显式差分可近似得

$$\left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2}\right)_i^n=\frac{1}{\alpha}\times\frac{T_i^{n+\frac{1}{2}}-T_i^n}{\frac{1}{2}\Delta t} \tag{6.3-112}$$

在后半个时间段的 t_{n+1}时刻，将方程（6.3-95）应用于节点 x_i，并按隐式差分可近似得

$$\left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2}\right)_i^{n+1}=\frac{1}{\alpha}\times\frac{T_i^{n+1}-T_i^{n+\frac{1}{2}}}{\frac{1}{2}\Delta t} \tag{6.3-113}$$

将式（6.3-112）和式（6.3-113）相加，并整理后可得

$$\frac{1}{2}\left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2}\right)_i^n+\frac{1}{2}\left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2}\right)_i^{n+1}=\frac{1}{\alpha}\times\frac{T_i^{n+1}-T_i^n}{\Delta t} \tag{6.3-114}$$

式（6.3-114）的物理意义可解释为：节点 i 在 n 时刻到 $n+1$ 时刻的时间间隔内温度增值所需要的热量，一半是由于节点 i 在 n 时刻由其邻近节点导入能量的结果，另一半是由于节点 i 在 $n+1$ 时刻由其邻近节点导入能量的结果，这样的差分方程似乎比显式或隐式差分方程更为合理。

将式（6.3-114）左端用中心差商近似并整理后可得

$$-fT_{i-1}^{n+1}+2(1+f)T_i^{n+1}-fT_{i+1}^{n+1}=fT_{i-1}^{n}+2(1-f)T_i^{n}+fT_{i+1}^{n} \tag{6.3-115}$$

式（6.3-115）即为按上述方式构造的求解区域内部节点的有限差分格式，称为 Crank-Nicolson 差分格式。由于这种差分格式的计算公式中包含有6个节点的值，因而，有时也称为六点差分格式。

式（6.3-115）与边界条件和初始条件一起构成了方程（6.3-95）的差分格式或有限差分方程。从数学上可以证明，该差分方程的截断误差为 $O(\Delta t^2,\Delta x^2)$，具有二阶精度。方程的系数矩阵具有三对角矩阵的形式，同样也可以采用追赶法进行求解。

对于二维及三维条件下非稳态导热微分方程，同样可以按照上述方法构造相应的完全隐式差分格式。但与一维条件下的完全隐式差分格式相比，差分方程组不具备三对角矩阵的特殊形式，只能通过求解线性方程组的方式进行求解，当求解规模较大时，计算效率较低。因而，在实际应用时，常采用其他更为简便的隐式差分格式。

2.3.3 二维导热问题的交替隐式差分格式

对于直角坐标系、无内热源、常物性条件下的二维非稳态导热微分方程

$$\frac{\partial^2 T}{\partial x^2}+\frac{\partial^2 T}{\partial y^2}=\frac{1}{\alpha}\times\frac{\partial T}{\partial t} \tag{6.3-116}$$

当采用完全隐式差分格式进行离散时，将上述方程应用于节点（i，j）时有

$$\left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2}\right)_{i,j}^{n+1}+\left(\frac{\partial^2 T}{\partial y^2}\right)_{i,j}^{n+1}=\frac{1}{\alpha}\left(\frac{\partial T}{\partial t}\right)_{i,j}^{n+1} \tag{6.3-117}$$

将方程的左端采用中心差商进行近似，方程的右端采用向后差商进行近似，则可得到内部节点的隐式差分方程。正如前面已经提到，该差分方程不具备三对角矩阵的形式，必须通过求解线性方程组的方式进行求解。

为了得到更为简便的线性方程组的形式，考虑将 t_n 到 t_{n+1} 的时间步分为两段，每一段的时间步长为 $\frac{1}{2}\Delta t$，并分别在 $t_{n+\frac{1}{2}}$ 时刻和 t_{n+1} 时刻将方程（6.3-116）应用于节点（i，j）时交替使用 x 方向隐式和 y 方向隐式的差分格式。

对于前半个时间段，采用 x 方向的隐式差分格式有

$$\left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2}\right)_{i,j}^{n+\frac{1}{2}}+\left(\frac{\partial^2 T}{\partial y^2}\right)_{i,j}^{n}=\frac{1}{\alpha}\left(\frac{\partial T}{\partial t}\right)_{i,j}^{n+\frac{1}{2}} \tag{6.3-118}$$

将方程的左端采用中心差商进行近似，方程的右端采用向后差商进行近似后可得

$$\frac{T_{i-1,j}^{n+\frac{1}{2}}-2T_{i,j}^{n+\frac{1}{2}}+T_{i+1,j}^{n+\frac{1}{2}}}{\Delta x^2}+\frac{T_{i,j-1}^{n}-2T_{i,j}^{n}+T_{i,j+1}^{n}}{\Delta y^2}=\frac{1}{\alpha}\times\frac{T_{i,j}^{n+\frac{1}{2}}-T_{i,j}^{n}}{\frac{1}{2}\Delta t} \tag{6.3-119}$$

对于后半个时间段，采用 y 方向的隐式差分格式有

$$\left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2}\right)_{i,j}^{n+\frac{1}{2}}+\left(\frac{\partial^2 T}{\partial y^2}\right)_{i,j}^{n+1}=\frac{1}{\alpha}\left(\frac{\partial T}{\partial t}\right)_{i,j}^{n+1} \tag{6.3-120}$$

将方程的左端采用中心差商进行近似，方程的右端采用向后差商进行近似后可得

$$\frac{T_{i-1,j}^{n+\frac{1}{2}}-2T_{i,j}^{n+\frac{1}{2}}+T_{i+1,j}^{n+\frac{1}{2}}}{\Delta x^2}+\frac{T_{i,j-1}^{n+1}-2T_{i,j}^{n+1}+T_{i,j+1}^{n+1}}{\Delta y^2}=\frac{1}{\alpha}\times\frac{T_{i,j}^{n+1}-T_{i,j}^{n+\frac{1}{2}}}{\frac{1}{2}\Delta t} \tag{6.3-121}$$

从数学上可以证明，式（6.3-119）和式（6.3-120）所构成的与方程（6.3-116）相容，绝对稳定，且具有二阶精度。同时，由于式（6.3-119）和式（6.3-121）所构成的方程组分别具有三对角矩阵的形式，均可方便地应用追赶法进行求解。将式（6.3-119）和式（6.3-121）进一步简化可得

$$\begin{cases}-f_xT_{i-1,j}^{n+\frac{1}{2}}+2(1+f_x)T_{i,j}^{n+\frac{1}{2}}-f_xT_{i+1,j}^{n+\frac{1}{2}}=f_yT_{i,j-1}^{n}-2(1-f_y)T_{i,j}^{n}+f_yT_{i,j+1}^{n}\\-f_yT_{i,j-1}^{n}+2(1+f_y)T_{i,j}^{n}-f_yT_{i,j+1}^{n}=f_xT_{i-1,j}^{n+\frac{1}{2}}-2(1-f_x)T_{i,j}^{n+\frac{1}{2}}+f_xT_{i+1,j}^{n+\frac{1}{2}}\end{cases} \tag{6.3-122}$$

式中，$f_x=\dfrac{\alpha\Delta t}{\Delta x^2}$；$f_y=\dfrac{\alpha\Delta t}{\Delta y^2}$

由于式（6.3-122）所构成的差分格式分别是在 x 方向和 y 方向交替采用隐式格式所构成的差分格式，因而称为交替隐式差分格式。

2.3.4 三维导热问题的隐式差分格式

对于直角坐标系、无内热源、常物性条件下的三维非稳态导热微分方程，我们将其一般形式表示为一下方程形式

$$\frac{\partial T}{\partial t}+AT=0 \tag{6.3-123}$$

$$A=A_x+A_y+A_z \tag{6.3-124}$$

$$A_x=-\alpha\frac{\partial^2}{\partial x^2},\quad A_y=-\alpha\frac{\partial^2}{\partial y^2}\quad A_z=-\alpha\frac{\partial^2}{\partial z^2} \tag{6.3-125}$$

对于上述形式的导热微分方程，我们将讨论分数步长法、稳定性校正格式及预估校正格式等隐式差分格式。

（1）分数步长法

早在有限差分这种数值方法用来求解传热过程的温度场问题之前，许多数学家就构造了各种有限差分格式，并对它们的稳定性进行了分析。20世纪70年代，前苏联学者 Yanenko 出版了偏微分方程数值解方面的经典著作，论述了用分数步长法在求解多变量数学、物理问题中的应用。分数步长法是为满足数值计算中的实际需要而出现的，即利用它构造简单的经济差分格式求解数学、物理问题中多变量的复杂问题。它通过分数步格式把从前一计算阶段过渡到下一计算阶段的过程分成了一系列中间步而实现，而在整体上满足原方程的相容性条件和稳定性准则。这一方法允许参数自由选择，使之可以构造出经济和精确的差分格式。同时，他们研究了求解各种物理数学问题的第一批隐式分解格式，并成功地应用于数值问题上，如热传导问题、位势问题、弹性问题、流体力学中的自由边界不可压缩流和低粘性流问题等。

将分数步长法的原理应用到导热微分方程（6.3-123）可得以下简单的分数步格式如下

$$\begin{cases}\dfrac{T_{i,j,k}^{n+\frac{1}{3}}-T_{i,j,k}^{n}}{\Delta t}+A_xT_{i,j,k}^{n+\frac{1}{3}}=0\\\dfrac{T_{i,j,k}^{n+\frac{2}{3}}-T_{i,j,k}^{n+\frac{1}{3}}}{\Delta t}+A_yT_{i,j,k}^{n+\frac{2}{3}}=0\\\dfrac{T_{i,j,k}^{n+1}-T_{i,j,k}^{n+\frac{2}{3}}}{\Delta t}+A_zT_{i,j,k}^{n+1}=0\end{cases} \tag{6.3-126}$$

式中，当采用中心差商来近似上式中包含微分算子 A_x、A_y、A_z 的各项时，可得

$$\begin{cases} A_x T^m = -\alpha \dfrac{T^m_{i-1,j,k} - 2T^m_{i,j,k} + T^m_{i+1,j,k}}{\Delta x^2} \\ A_y T^m = -\alpha \dfrac{T^m_{i,j-1,k} - 2T^m_{i,j,k} + T^m_{i,j+1,k}}{\Delta x^2}, m = n+\dfrac{1}{3}, n+\dfrac{2}{3}, n+1 \\ A_z T^m = -\alpha \dfrac{T^m_{i,j,k-1} - 2T^m_{i,j,k} + T^m_{i,j,k+1}}{\Delta x^2} \end{cases} \tag{6.3-127}$$

上述格式绝对稳定，且具有一阶精度。由于差分格式（6.3-126）是由三个分数步组成，每一个分数步只考虑一个方向的隐式格式，因而，该差分格式有时被称为局部一维格式。可以看出，该差分格式中每一方程均可以方便地采用追赶法进行求解，因而整个差分方程不需要采用迭代方法就可以进行求解。

为了改进上述差分格式地精度，可以采用以下加权格式

$$\begin{cases} \dfrac{T^{n+\frac{1}{3}}_{i,j,k} - T^n_{i,j,k}}{\Delta t} + A_x\left[(1-\theta)T^n_{i,j,k} + \theta T^{n+\frac{1}{3}}_{i,j,k}\right] = 0 \\ \dfrac{T^{n+\frac{2}{3}}_{i,j,k} - T^{n+\frac{1}{3}}_{i,j,k}}{\Delta t} + A_y\left[(1-\theta)T^{n+\frac{1}{3}}_{i,j,k} + \theta T^{n+\frac{2}{3}}_{i,j,k}\right] = 0 \\ \dfrac{T^{n+1}_{i,j,k} - T^{n+\frac{2}{3}}_{i,j,k}}{\Delta t} + A_z\left[(1-\theta)T^{n+\frac{2}{3}}_{i,j,k} + \theta T^{n+1}_{i,j,k}\right] = 0 \end{cases} \tag{6.3-128}$$

式中，θ 为权系数，当 $\theta = \frac{1}{2}$ 时，上述格式具有二阶精度。

(2) 稳定化校正格式

为了构造导热微分方程简便的三维隐式差分格式，人们很容易联想到按照二维的交替隐式差分格式的思路，是否可以应用到三维的情形呢？按照交替隐式差分格式的思路，对于方程（6.3-123），我们可以很容易地构造以下类似的差分格式

$$\begin{cases} \dfrac{T^{n+\frac{1}{3}}_{i,j,k} - T^n_{i,j,k}}{\Delta t} + \dfrac{1}{3}(A_x T^{n+\frac{1}{3}}_{i,j,k} + A_y T^n_{i,j,k} + A_z T^n_{i,j,k}) = 0 \\ \dfrac{T^{n+\frac{2}{3}}_{i,j,k} - T^{n+\frac{1}{3}}_{i,j,k}}{\Delta t} + \dfrac{1}{3}(A_x T^{n+\frac{1}{3}}_{i,j,k} + A_y T^{n+\frac{2}{3}}_{i,j,k} + A_z T^{n+\frac{1}{3}}_{i,j,k}) = 0 \\ \dfrac{T^{n+1}_{i,j,k} - T^{n+\frac{2}{3}}_{i,j,k}}{\Delta t} + \dfrac{1}{3}(A_x T^{n+\frac{2}{3}}_{i,j,k} + A_y T^{n+\frac{2}{3}}_{i,j,k} + A_z T^{n+1}_{i,j,k}) = 0 \end{cases} \tag{6.3-129}$$

从数学上可以证明，虽然以上述格式具有二阶精度，但上述差分格式并不是绝对稳定。因此，Douglas 和 Rachford 提出了求解热传导微分方程的稳定化校正格式如下

$$\begin{cases} \dfrac{T^{n+\frac{1}{3}}_{i,j,k} - T^n_{i,j,k}}{\Delta t} + A_x(T^{n+\frac{1}{3}}_{i,j,k} + A_y T^n_{i,j,k} + A_z T^n_{i,j,k}) = 0 \\ \dfrac{T^{n+\frac{2}{3}}_{i,j,k} - T^{n+\frac{1}{3}}_{i,j,k}}{\Delta t} + A_y(T^{n+\frac{2}{3}}_{i,j,k} - T^n_{i,j,k}) = 0 \\ \dfrac{T^{n+1}_{i,j,k} - T^{n+\frac{2}{3}}_{i,j,k}}{\Delta t} + A_z(T^{n+1}_{i,j,k} - T^n_{i,j,k}) = 0 \end{cases} \tag{6.3-130}$$

上述差分格式绝对稳定，且具有一阶精度。该差分格式可以理解为：第一个分数步给出导热微分方程的整体近似，使差分格式与导热微分方程相容。而后继分数步的目的是利用校正来改善稳定性，因而，这一差分格式稳定化校正格式。

为了提高精度，Douglas 提出了一个具有二阶精度的改进的稳定化校正格式如下

$$\begin{cases} \dfrac{T^{n+\frac{1}{3}}_{i,j,k} - T^n_{i,j,k}}{\Delta t} + \dfrac{1}{2}A_x(T^{n+\frac{1}{3}}_{i,j,k} + T^n_{i,j,k}) + A_y T^n_{i,j,k} + A_z T^n_{i,j,k} = 0 \\ \dfrac{T^{n+\frac{2}{3}}_{i,j,k} - T^{n+\frac{1}{3}}_{i,j,k}}{\Delta t} + \dfrac{1}{2}A_y(T^{n+\frac{2}{3}}_{i,j,k} - T^n_{i,j,k}) = 0 \\ \dfrac{T^{n+1}_{i,j,k} - T^{n+\frac{2}{3}}_{i,j,k}}{\Delta t} + \dfrac{1}{2}A_z(T^{n+1}_{i,j,k} - T^n_{i,j,k}) = 0 \end{cases} \tag{6.3-131}$$

(3) 预估校正格式

由前面的稳定化校正格式的讨论可知：在三维情况下，虽然交替隐式差分格式（6.3-129）具有二阶精度，但它仅仅是条件稳定。与其相反，稳定化校正格式（6.3-130）是绝对稳定，但对时间仅是一阶精度。因此，为了进一步提高精度，人们提出了预估校正格式。预估校正格式的基本思想是：将整个时间步分为两步，第一步先粗糙（具有一阶精度）地预估中间时刻 $t_{n+\frac{1}{2}} = t_n + \frac{1}{2}\Delta t$ 上的值，并保证这一步的差分格式具有很好的稳定性，然后在第二步采用具有二阶精度的显式格式求解从 $t_{n+\frac{1}{2}}$ 到 t_{n+1} 时刻的值，对粗糙的预估值进行校正，从而完成整个时间步（从 t_n 到 t_{n+1} 时间段）的求解过程。

按照上述思路，当在第一步采用分数步长法差分格式（6.3-126）求解预估值时，我们可以得到以下差分格式

$$\begin{cases} \dfrac{T^{n+\frac{1}{6}}_{i,j,k} - T^n_{i,j,k}}{\frac{1}{2}\Delta t} + A_x T^{n+\frac{1}{6}}_{i,j,k} = 0 \\ \dfrac{T^{n+\frac{1}{3}}_{i,j,k} - T^{n+\frac{1}{6}}_{i,j,k}}{\frac{1}{2}\Delta t} + A_y T^{n+\frac{1}{3}}_{i,j,k} = 0 \\ \dfrac{T^{n+\frac{1}{2}}_{i,j,k} - T^{n+\frac{1}{3}}_{i,j,k}}{\frac{1}{2}\Delta t} + A_z T^{n+\frac{1}{2}}_{i,j,k} = 0 \\ \dfrac{T^{n+1}_{i,j,k} - T^n_{i,j,k}}{\Delta t} + A_x T^{n+\frac{1}{2}}_{i,j,k} + A_y T^{n+\frac{1}{2}}_{i,j,k} + A_z T^{n+\frac{1}{2}}_{i,j,k} = 0 \end{cases} \tag{6.3-132}$$

上式中前三个方程为采用分数步长法求解 $t_{n+\frac{1}{2}} = t_n + \frac{1}{2}\Delta t$ 时刻的预估值，最后一个方程为对预估值的修正，采用具有二阶精度（时间）的显式差分格式。可以证明上述差分格式绝对稳定，且具有二阶精度。

同理，当采用稳定化校正格式求解预估值时，Brayn 提出了以下差分格式

$$\begin{cases} \dfrac{T^{n+\frac{1}{6}}_{i,j,k} - T^n_{i,j,k}}{\frac{1}{2}\Delta t} + A_x T^{n+\frac{1}{6}}_{i,j,k} + A_y T^n_{i,j,k} + A_z T^n_{i,j,k} = 0 \\ \dfrac{T^{n+\frac{1}{3}}_{i,j,k} - T^{n+\frac{1}{6}}_{i,j,k}}{\frac{1}{2}\Delta t} + A_y(T^{n+\frac{1}{3}}_{i,j,k} - T^n_{i,j,k}) = 0 \\ \dfrac{T^{n+\frac{1}{2}}_{i,j,k} - T^{n+\frac{1}{3}}_{i,j,k}}{\frac{1}{2}\Delta t} + A_z(T^{n+\frac{1}{2}}_{i,j,k} - T^n_{i,j,k}) = 0 \\ \dfrac{T^{n+1}_{i,j,k} - T^n_{i,j,k}}{\frac{1}{2}\Delta t} + A_x T^{n+\frac{1}{6}}_{i,j,k} + A_y T^{n+\frac{1}{3}}_{i,j,k} + A_z T^{n+\frac{1}{2}}_{i,j,k} = 0 \end{cases} \tag{6.3-133}$$

同样，从数学上可以证明格式（6.3-132）具有二阶精度且绝对稳定。

3　铸件凝固过程缩孔缩松预测

缩孔缩松缺陷是铸造生产中常见的缺陷之一，铸件凝固过程数值模拟的主要目的就是要预测铸件凝固过程中缩孔缩松的形成，从而实现对铸件内部质量的控制。对于不同的合金，由于其凝固特性不同，凝固过程中形成缩孔缩松的机理也不完全相同。因而，为了预测铸件凝固过程中缩孔缩松的形成，需要研究不同合金的缩孔缩松形成的机理并提出相应的缩孔缩松预测判据。

3.1　铸钢件缩孔缩松预测

铸件成形过程通常经历液态冷却、固液转变和凝固后的继续冷却过程。其中液态冷却和固液转变一般产生较大的收缩。在铸件凝固初期，金属的液态收缩和固液转变所产生的收缩如果得不到有效的补缩，如冒口设置不合理，补缩通道过早地凝固而被堵塞，就会在铸件中产生缩孔。一般缩孔表现为一次缩孔、二次缩孔等。而在铸件凝固后期，最后凝固部分的液态金属由于温度梯度很小，将以同时凝固方式进行凝固。开始是在整个液态金属内出现许多细小的晶粒。随着温度降低和晶粒的长大以及新晶粒的产生，最后凝固部分将出现许多被晶粒所隔离的孤立的液态金属，或者出现虽未被晶粒完全隔离，但与外界液态金属的通道很小的液态金属。由于此时液态金属的黏度很大，外界的液态金属很难给予补缩，这些液态金属在进一步冷却和凝固时，将与缩孔产生的过程一样产生许多细小的孔洞，形成宏观缩松。同时，在晶粒的枝晶之间也将残存许多被孤立的液态金属。这些液态金属在凝固时，将产生更多和更细小的孔洞，形成微观缩松。

对于铸钢件的缩孔、缩松预测，早期的研究工作有等温曲线法、等温梯度法、流导法、等固相率曲线法、固相率梯度法、时间梯度参数法、压力梯度参数法、液态金属补缩距离法等，见表6.3-2。在文献中对各种预测缩孔缩松的方法有具体的描述。

表6.3-2　铸钢件缩孔缩松的预测方法

分类	编号	方　法	缩孔缩松产生条件	特　征
缩孔与缩松预测	1	等温度、等固相率曲线法 1）凝固等温线法 2）临界固相率法	1）在 $g_s=1$ 的闭回路中产生 2）在 $g_s=g_{sc}$ 的闭回路中产生	简单 当闭回路不存在时难以判断
	2	温度梯度法	$g_s=1$ 或 $g_s=g_{sc}$ 时，最大温度梯度 $G\leqslant$ 临界值	简单 临界温度梯度随铸件形状、冷却速度而异
	3	流导法	$K_d=\dfrac{\overline{K}}{\rho g_L \Delta L}\leqslant$ 临界值	可评价合金的组成需要渗透率 K 的数据
	4	固相率梯度法	$g_s=1$ 或 $g_s=g_{sc}$ 时最大固相率梯度 $\leqslant$ 临界值	适用于共晶合金 当固相率和温度具有相互对应关系时与温度梯度法相同
	5	$G\sqrt{\tau_f}$ 和 $G/\sqrt{R}$ 法	$g_s=1$ 时，$G\sqrt{\tau_f}\leqslant$ 临界值 $g_s=1$ 时，$G/\sqrt{R}\leqslant$ 临界值	与温度梯度法相比，临界值不因冷却速度而变化
	6	压力梯度法	$G_p=\dfrac{v\mu g_L}{K}\geqslant$ 临界值	可能评价合金的组成及其他场合的凝固，但必须解连续性方程
	7	液态金属补缩距离法	液态金属有效补缩距离 $\leqslant$ 需要补缩的补缩距离	难适用于复杂的铸件
	8	收缩势法	将 τ_f、G 和收缩势相结合，通过数值模拟能自动确定预测参数的临界值	考虑了凝固收缩并与 τ_f、G 相结合，能预测铸件内各类收缩缺陷
	9	直接模拟法	计算压力 $\leqslant$ 气泡发生临界压力及自由表面的下降	能评价冒口压头、也能评价多个冒口的干扰 需解能量、质量及动量守恒式 计算时间长、占用内存多
	10	$(G/\sqrt{R})$ $g_s=0.65$ 法	$g_s=0.65G/\sqrt{R}\leqslant$ 临界值	较 $g_s=1$ 能更准确地预测铸件内缩孔缩松位置和分布形状
缩孔预测	11	收缩量法主多热节即缩即补方法	孤立热节内产生收缩量大于一个单元体积	定量评价冒口以及铸件内部的缩孔
缩松预测	12	P值法	$P=(\sum\limits_{e}G_{ts}/\sqrt{R_s})f_{sc}$ $g_s=g_{sc}$ 时，$P\leqslant$ 临界值	
	13	时间梯度法	$g_s=g_{sc}$ 时，$G_\tau/\tau_f^{0.6}<$ 临界值	
	14	(R/G) H 法	$f_s=0.6\sim0.8(R/G)H>15$	

注：g_s 为体积固相率；g_{sc} 为临界体积固相率；g_L 为体积液相率；f_s 为质量固相率，一般情况 $f_s\approx g_s$；f_{sc} 为临界质量固相率；K_d 为浇导（流动阻力的倒数）；K 为渗透率；$\overline{K}$ 为节点间平均渗透率；τ_f 为单元的凝固时间；G 为温度梯度；G_{ts} 为单元可补缩方向的固相率梯度值；G_τ 为时间梯度；G_p 为压力梯度；R 为冷却速度；R_s 为单元的凝固速度；v 为凝固收缩流的流速；e 为单元可补缩方向的数目；μ 为合金的粘度；ΔL 为节点间距离；H 为与合金的收缩率、纯组元熔点、合金的液固相线温度有关的数值。

在最初的研究中，一般采用同一种方法或判据预测缩孔缩松，不具体区分缩孔和缩松（包括宏观缩松和微观缩松）。并且大部分方法，如上述提到的方法或判据一般只回答了缩孔缩松位置的问题，而没有解决其大小。后来的研究将缩孔和宏观缩松（即比较分散的小缩孔）归为缩孔，与微观缩松区分开来，并采用不同的方法进行预测。缩孔和宏观缩松一般用收缩量法预测，如李文珍等提出的等效液面收缩法 ELSDM（Equivalent Liquid Surface Descending Method）、贾宝仟等提出的孤立域法、康进武等提出的多热节即缩即补的方法以及其他类似的收缩量法等。而对微观缩松则采用 Niyama 判据等预测。在缩孔和宏观缩松预测中一般不考虑补缩流动阻力问题，而在微观缩松的预测中才考虑树枝晶间的流动阻力问题。

下面主要介绍多热节即缩即补方法预测缩孔和缩松的预测判据。

3.1.1 缩孔预测

在凝固模拟温度场的基础上根据各单元每个时刻所处的液固状态就可以计算各单元在各时间步长的收缩量，综合起来就可以预测缩孔的产生。缩孔预测中主要是预测出缩孔的形状、大小以及所在的位置。因此要解决三个问题，即如何计算收缩量？如何进行补缩通道的判断？哪些单元可以进行补缩？下面就多热节判断、收缩量计算和补缩单元三个方面来回答以上三个问题。

（1）多热节判断

多热节判断就是判断铸件凝固过程中被分隔的热节数目、大小和位置，在此基础上进行收缩量计算和补缩。实际上，多热节的判断就是判断出补缩通道的情况，从而确定出各热节的收缩量和缩孔位置及大小。

在早期的缩孔预测中，所分析的铸件冒口一般为等高冒口，因此采用集中计算收缩量，然后对各个冒口进行平均分配的做法。由于该方法不能很好的地处理明冒口和暗冒口结合的情况以及冒口的大小各不相同情况下的缩孔预测，因此，贾宝仟、康进武等人提出了多热节的方法，即按铸件冒口补缩的实际情况，通过温度场判断出被完全凝固区域隔离开的多热节区域，对各孤立热节内的收缩分别进行补缩。各孤立热节之间没有补缩关系。孤立热节的示意图见图 6.3-15。铸件在凝固过程中存在三种区域：固相率 f_s 小于临界流动固相率 f_{sc} 的区域Ⅰ、固相率 f_s 大于临界流动固相率 f_{sc} 而又小于 1 的区域Ⅱ和已经完全凝固的区域Ⅲ。临界流动固相率 f_{sc} 是指在固相和液相共存时，可以流动的最大固相率，它随合金材质和凝固形态而异，一般在 0.5～0.8 之间。区域Ⅰ为可流动区域，区域Ⅱ为不能流动而又没有完全凝固的区域。在凝固过程中补缩通道被隔开的孤立域称为热节，包括可以流动的区域Ⅰ和不能流动而没有完全凝固的区域Ⅱ两部分。

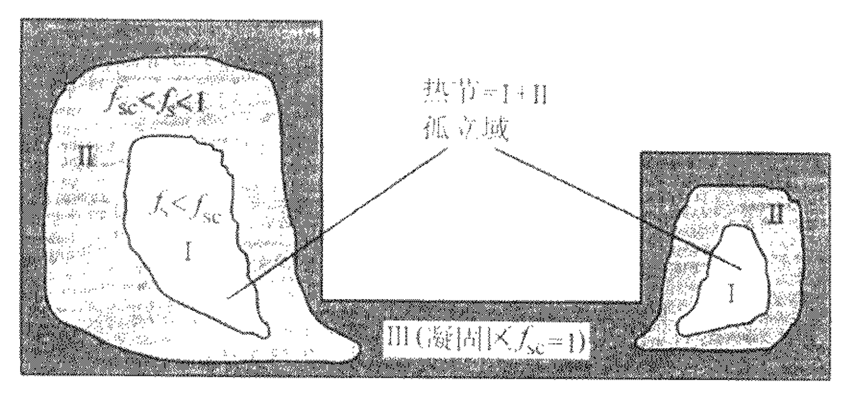


图 6.3-15　多热节示意图

（2）收缩量的计算

每个孤立热节的收缩量包括其中可流动区域Ⅰ的收缩量和区域Ⅱ的收缩量两部分。铸件凝固模拟过程中首先要判断出孤立域。每个孤立热节内所有单元在第 m 时间步长内的体积收缩量的计算如下

$$\Delta V^m = \sum_{i=1}^{n}(\Delta V_{si}^m + \Delta V_{li}^m) \qquad (6.3\text{-}134)$$

式中，ΔV^m 为总体体积收缩量；ΔV_{si}^m 和 ΔV_{li}^m 分别为单元 i 的凝固收缩量和液态收缩量；n 为孤立热节内未凝固的单元总数。ΔV_{si}^m 和 ΔV_{li}^m 分别由下列算式计算

$$\Delta V_{si}^m = \beta \Delta f_{si}^m V_i \qquad (6.3\text{-}135)$$

$$\Delta V_{li}^m = \alpha_{sl}(1 - f_{si}^{m-1})(T_i^{m-1} - T_i^m)V_i \qquad (6.3\text{-}136)$$

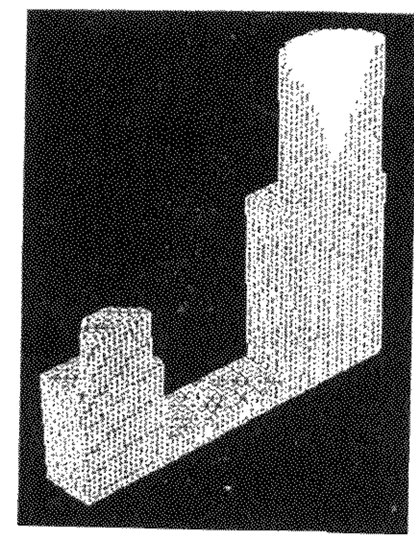
式中，β 为合金的凝固收缩系数；α_{sl} 为合金的液态体收缩系数；f_{si}^m 为单元 i 在第 $m-1$ 时间步的固相分数；Δf_{si}^m 为单元 i 在第 m 时间步长内固相率的增加量；V_i 为单元 i 的体积。

（3）补缩单元

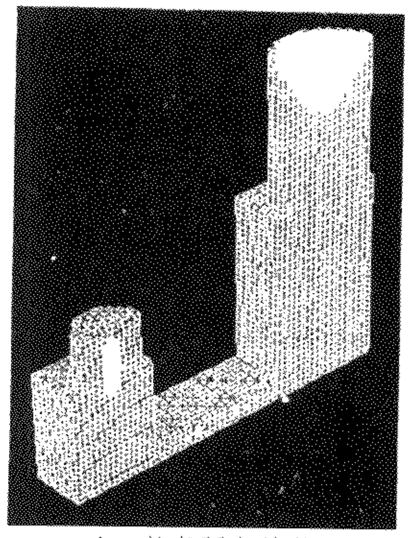
凝固过程中，每个单元均需经历液态/固液共存区和固态。而具有补缩能力的单元不仅仅是完全处于液态的单元，也不是所有的固液两相区的单元都具有补缩能力。正确的情况是：当单元的固相率高于一个临界值 f_{sc} 时，就不再具有流动能力，因此也就不再具有补缩能力。所以在图 6.3-15 中只有孤立热节中区域Ⅰ中的单元具有补缩能力。各热节的收缩由各热节中区域Ⅰ的单元进行补缩。

在缩孔预测过程中首先要动态判断孤立热节，计算每个时间步长内各孤立热节的收缩量。当产生收缩后从冒口最高点开始向下逐层查找可以流动单元，判断其中心，首先从中心补缩，然后依次由外围进行补缩。

图 6.3-16 为不采用多热节法与采用多热节法对实验铸钢件凝固过程中缩孔预测结果的比较。该试件具有两个热节，不区分热节的方法将所有的收缩量都算到大冒口上，而小冒口中没有缩孔。而采用多热节法则很好地解决了这一问题，比较符合实际情况。



(a) 未考虑熔池孤立热节



(b) 考虑孤立热节

图 6.3-16　实验铸件缩孔缩松预测结果

3.1.2 缩松判断准则

铸件凝固过程中缩松的预测主要是通过应用缩松判据来实现。缩松一般和凝固过程的快慢、断面的大小及合金成分有关。在早期凝固模拟中存在各种各样的预测方法，后来逐渐广泛应用新山英辅（Niyama）判据，即

$$G/\sqrt{R} < C_{\text{Niyama}} \qquad (6.3\text{-}137)$$

式中，G 为所判别区域的局部温度梯度；R 为冷却速度；C_{Niyama} 为临界值。C_{Niyama} 为有量刚量，一般取 $1℃^{1/2}\ \text{min}^{1/2}\ \text{cm}^{-1}$。研究表明，$C_{\text{Niyama}}$ 值随铸件大小变化，大件取 $1.1℃^{1/2}\ \text{min}^{1/2}\ \text{cm}^{-1}$，小件取 $0.8℃^{1/2}\ \text{min}^{1/2}\ \text{cm}^{-1}$，但是总体上变化不大。该判据基于凝固过程中枝晶补缩通道的压力损失。由于临界值比较固定，因此该判据简单适用，应用较普遍。

在 Niyama 判据中，单元（i、j、k）的温度梯度为该单

元与周围相邻26个单元的温度梯度的最大值，即

$$G=\max\left(\frac{T_{i,j,k}-T_{i+m_i,j+m_j,k+m_k}}{\sqrt{(m_i\Delta x)^2+(m_j\Delta y)^2+(m_k\Delta z)^2}}\right)$$

$$m_i,m_j,m_k=-1,0,1 \qquad (6.3\text{-}138)$$

式中，Δx、Δy、Δz 为单元步长。

冷却速度为

$$R=\frac{T^m_{i,j,k}-T^{m+1}_{i,j,k}}{\Delta t} \qquad (6.3\text{-}139)$$

由于 Niyama 判据没有考虑合金成分的影响，并且临界值具有量纲，而量纲含义不明确，因此一些研究者致力于修正该判据。这些修正判据主要表现在考虑合金成分、树枝晶间的流动阻力及压力损失问题上。树枝晶间的流动相当于多孔介质中的流动，因此一般采用 Darcy 定律来进行描述。这些修正判据更加趋于严谨，但是判据复杂、物理量增多，而且这些物理量以及临界值不易计算或获得，因此在应用中还受很多限制。

贾宝仟考虑了树枝晶的生长得到如下判据

$$G/\sqrt{R}<A\sqrt{\Delta T}/\sqrt{D_L} \qquad (6.3\text{-}140)$$

式中，A 是与枝晶形态相关的修正系数；ΔT 为液相线与固相线之间的温度差；D_L 为液态金属中溶质的扩散系数。

贾宝仟还根据树枝晶的补缩流动推导了如下判据

$$\frac{G}{\sqrt{R}}=\sqrt{\frac{\eta f_l\beta}{K}\frac{\Delta T}{\Delta p-m\Delta Tg/B}} \qquad (6.3\text{-}141)$$

式中，B 为物性常数；m 为液相线斜率；ΔT 为液相线与固相线之间的温度差；η 为液相黏度系数；f_l 为液相分数。

田学雷认为 Niyama 判据考虑了压力差的影响，而没有考虑压力本身的影响，因此其推导出产生缩松的条件为

$$P_0G/\sqrt{R}\leqslant C \qquad (6.3\text{-}142)$$

式中，P_0 为液体的静压力；C 为临界值，该值要通过模拟结果与实验结果相比较得出。

3.2 球墨铸铁缩孔缩松预测

球墨铸铁件缩孔缩松的预测，由于其凝固特性与铸钢件有较大差别，一直缺乏可靠有效的判据。由于球墨铸铁的糊状凝固特性，球墨铸铁产生收缩缺陷的倾向较大。研究表明，球墨铸铁收缩缺陷是由凝固过程中液相收缩、石墨化膨胀、形成奥氏体的收缩、石墨化膨胀力导致铸型型腔扩大等多种现象所决定。

随着凝固模拟技术的发展，研究者对球墨铸铁收缩缺陷的预测进行了研究。1991年，纳和雄等通过数值模拟与实验相对照的方法，比较了等固相率法、温度梯度法、$G/\sqrt{R}$法在球墨铸铁件收缩缺陷预测中的适用性。结果表明，没有一种方法可以很好地预测球墨铸铁件收缩缺陷发生的区域。高森晋对圆柱形球墨铸铁件的型腔扩大进行了实测和模拟，认为在凝固过程中，铸件外壳中固相率达到70%时，共晶团紧密接触，此后外壳中固相率继续增长将引起外壳的膨胀，其研究仅适用于形状简单的实验铸件。

在试验基础上，李嘉荣等提出了收缩膨胀动态叠加(DECAM)法进行球墨铸铁件收缩缺陷的预测，该方法是对凝固过程中液态收缩、凝固过程中析出奥氏体的收缩和石墨的膨胀进行计算，使用半经验的公式考虑了铸型型壁位移对体积变化所产生的影响，然后对体积变化进行叠加，以预测收缩缺陷的产生。

球墨铸铁微观组织形成模拟的发展，使得通过微观组织形成的模拟，进行收缩缺陷预测成为可能。李文珍等基于组织形成模拟，提出了球墨铸铁缩孔缩松定量预测判据。赵海东等建立了球墨铸铁组织形成的连续形核模型，其中考虑了孕育处理的影响，并基于微观组织模型，进行了球墨铸铁微观模拟耦合收缩缺陷预测的研究。

在实际工程应用中，由李嘉荣等提出的收缩膨胀动态叠加法是在大量试验研究基础上提出，具有简单实用等优点，取得了良好的应用效果。下面主要介绍李嘉荣在球墨铸铁缩孔缩松方面的试验研究工作及在此基础上提出的用于球墨铸铁缩孔缩松预测的动态膨胀叠加法。

3.2.1 球墨铸铁缩孔缩松试验研究

研究采用正交试验方法，选用T形结构铸件，分别采用干型和湿型铸造条件，研究碳当量、孕育条件、铸件模数及铸型硬度的因数对球墨铸铁缩孔缩松的影响。铸件结构及尺寸见图6.3-17。试验测得的铸件各类收缩缺陷的位置见图6.3-18。试验过程中，为了观察和测量铸件的缩孔和缩松，采用滴定法及阿基米德原理准确测算出试验铸件中缩孔、缩松和铸件的体积，并按图中所示的位置解剖铸件，以记录缩孔、缩松的位置及分布，拓印了解剖后的铸件剖面。

对于湿型铸造条件，正交试验方案及试验检测结果见表6.3-3，试验条件下通过解剖拓印得到的缩孔、缩松位置见图6.3-19。

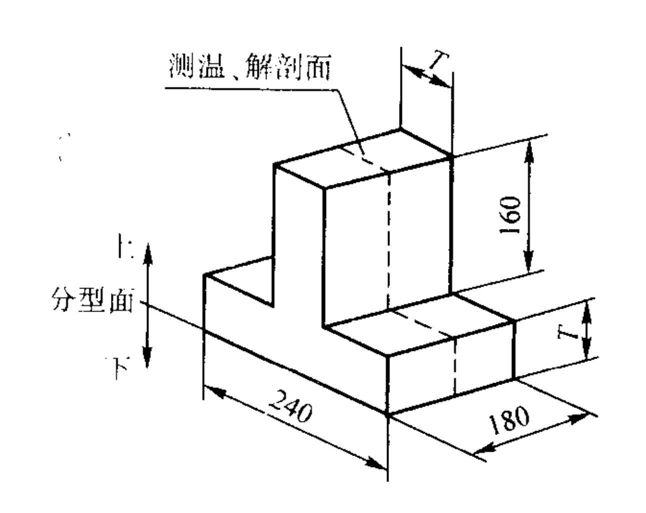


图6.3-17 球墨铸铁试验铸件的结构及尺寸
(铸件厚度尺寸分别为90 mm、53 mm、27 mm)

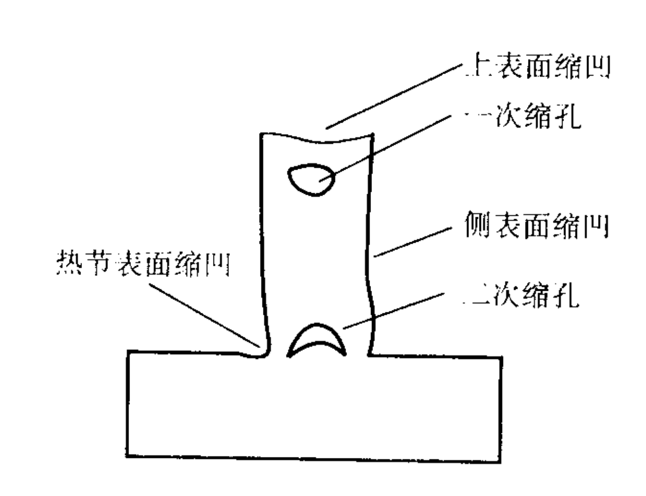


图6.3-18 球墨铸铁试验铸件各类收缩缺陷的位置

根据试验结果，李嘉荣总结出了铸件的浇注温度、碳当量、孕育、铸件模数和铸型硬度对于球墨铸铁缩孔率的影响规律，并研究了广泛用于铸钢件缩孔缩松预测的 $G/\sqrt{R}$判据在试验件上的应用，研究表明：

1) $G/\sqrt{R}$判据未考虑球墨铸铁件所特有的凝固缩孔缩松特性，因而该判据用于球墨铸铁件缩孔缩松测量上具有一定的局限性。

2) 应当在考虑液态铁液收缩、析出奥氏体的体收缩及析出石墨的体积膨胀基础上，研究球墨铸铁的缩孔缩松预测方法和判据。

表 6.3-3 球墨铸铁湿型铸件正交试验设计方案及试验结果

试验编号	因数和水平				试验结果					
	碳当量	孕育	模数	铸型硬度	凝固时间/min	密度/g·cm⁻³	$V_凹/V$ /%	V_1/V /%	V_2/V /%	缩孔率 $V_孔/V$ /%
	水平/(量/%)	水平/(量/%)	水平/(量/mm)	水平/量						
213	3(3.92)	1(1.4)	3(1.10)	2(60~65)	11.47	7.078	0.714	0.000	0.686	1.400
212	3(3.92)	3(0.8)	2(1.85)	1(75~80)	24.69	7.166	0.673	0.087	1.072	1.832
211	3(3.92)	2(1.1)	1(2.60)	3(45~50)	36.34	7.139	0.034	2.893	0.246	3.173
313	2(4.65)	2(1.1)	3(1.10)	1(75~80)	12.92	7.031	0.000	0.447	0.690	1.137
312	2(4.65)	1(1.4)	2(1.85)	3(45~50)	30.88	7.008	0.183	2.360	0.000	2.543
311	2(4.65)	3(0.8)	1(2.60)	2(60~65)	46.91	7.013	0.047	1.652	0.000	1.699
513	1(4.94)	3(0.8)	3(1.10)	3(45~50)	15.46	6.995	0.305	0.759	0.044	1.108
512	1(4.94)	2(1.1)	2(1.85)	2(60~65)	29.14	6.993	0.000	1.908	0.000	1.908
511	1(4.94)	1(1.4)	1(2.60)	1(75~80)	50.56	6.993	0.000	1.909	0.000	1.909

注：表中 $V_凹$ 为铸件缩凹的体积，V_1 和 V_2 分别为铸件的一次缩孔和二次缩孔的体积，$V_孔$ 为铸件总的收缩体积，V 为铸件的体积。

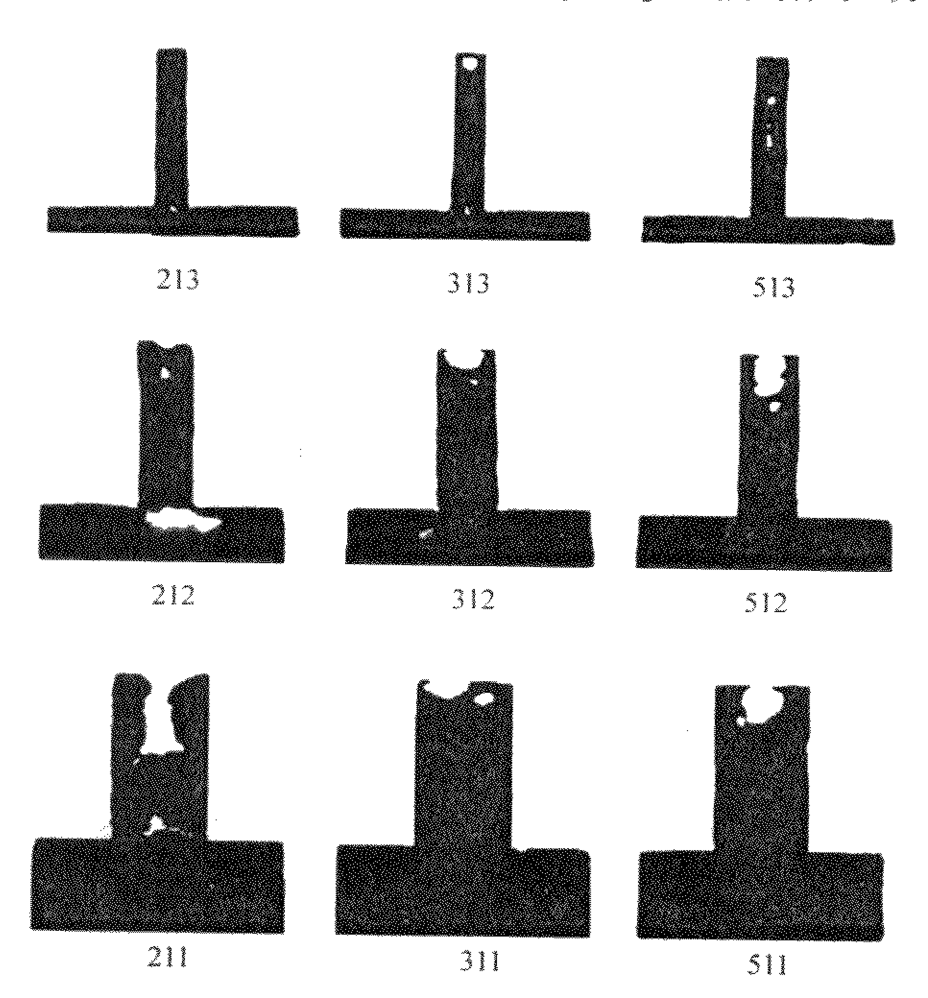


图 6.3-19 球铁试验件缩孔、缩松位置及布置
图下方数字为试验编号

3.2.2 球墨铸铁缩孔定量预测判据

在上述试验研究结果及对 $G/\sqrt{R}$ 判据在试验件的应用研究基础上，李嘉荣提出了球墨铸铁缩孔缩松形成预测的"收缩膨胀动态叠加法（DECAM）"。假设①液态球墨铸铁是在良好的冶金条件下凝固即球化良好、孕育良好、基体组织中无碳化物（<3%）。②当固相率小于临界固相率 f_{sc} 时液态铁液可以自由流动，而固相率小于临界膨胀固相率 f_{ec} 时液态铁液可以膨胀。③在石墨化膨胀力的作用下型壁可以移动。④球墨铸铁缩孔缩松的总体积是由液态收缩、初生石墨膨胀或初生奥氏体的收缩、共晶石墨膨胀、共晶奥氏体收缩以及型壁移动所引起的体积变化组成，则在时间 Δt 内，球墨铸铁总体积变化量可以按下面的方程计算。

对于过共晶球墨铸铁

$$\Delta V = \sum \Delta V_{iSL} + \sum \Delta V_{iGP} + \sum \Delta_{iGE} + \sum \Delta V_{iAE} + \Delta E_{nE} \tag{6.3-143}$$

对于亚共晶球铁

$$\Delta V = \sum \Delta V_{iSL} + \sum \Delta V_{iAP} + \sum \Delta V_{iGE} + \sum \Delta V_{iAE} + \Delta V_{nE} \tag{6.3-144}$$

式中，ΔV_{iSL} 是单元 i 的液态收缩；ΔV_{iGP} 是单元 i 由于初生石墨析出产生的膨胀；ΔV_{iAP} 为初生奥氏体的收缩；ΔV_{iGE} 是单元 i 在共晶凝固期间析出石墨产生的膨胀；ΔV_{iAE} 是单元 i 析出共晶奥氏体引起的收缩；ΔV_{nE} 为当前时间步长内铸件由于型壁移动而产生的体积膨胀量。

对于式中各项体积的变化，记收缩体积为正值，膨胀体积为负值。当总的体积变化量为正值时，铸件将产生收缩，当总的体积变化为负值时，铸件将产生膨胀，并对可补缩的液态单元进行补缩。各部分体积变化的计算公式如下。

（1）液态收缩

与铸钢的液态收缩计算类似，在 t 至 $t+\Delta t$ 的时间内，单元 i 由于温度降低而导致的液态收缩为

$$\Delta V_{iSL} = \alpha_{sl}(1-f_{si}^{t})(T_i^t - T_i^{t+\Delta t})V_i \tag{6.3-145}$$

式中，α_{sl} 是合金的液态体收缩系数；f_{si}^{t} 是单元 i 在 t 时刻的固相率；T_i^t 为单元 i 在 t 时刻的温度；$T_i^{t+\Delta t}$ 为单元 i 在 $t+\Delta t$ 时刻的温度；V_i 是单元 i 的体积。

（2）初生石墨的膨胀

对于过共晶球墨铸铁，在 t 至 $t+\Delta t$ 的时间内，单元 i 的初生石墨膨胀量为

$$\Delta V_{iGP} = -\alpha_{GP}\Delta f_{iGP} V_i \tag{6.3-146}$$

式中，α_{GP} 为初生石墨的体积膨胀系数；Δf_{iGP} 是单元 i 析出的初生石墨的增加量，在发生共晶以前，单元 i 的初生石墨的增加量等于单元 i 固相率的增加量。

（3）初生奥氏体的收缩

对于亚共晶球墨铸铁，在 t 至 $t+\Delta t$ 的时间内，单元 i 的初生奥氏体的收缩量为

$$\Delta V_{iAP} = \alpha_{AP}\Delta f_{iAP} V_i \tag{6.3-147}$$

式中，α_{AP} 为初生奥氏体的体收缩系数；Δf_{iAP} 是单元 i 析出的初生奥氏体的增加量，在发生共晶以前，单元 i 的初生奥氏体的增加量等于单元 i 固相率的增加量。

（4）共晶石墨的膨胀

在 t 至 $t+\Delta t$ 的时间内，单元 i 的共晶石墨的膨胀量为

$$\Delta V_{iGE} = -\alpha_{GE}\Delta f_{iGE} V_i \tag{6.3-148}$$

式中，α_{GE} 为共晶石墨的体积膨胀系数；Δf_{iGE} 是单元 i 析出

的共晶石墨的增加量。在发生共晶以后，单元 i 的共晶石墨的增加量 Δf_{iGE} 与单元 i 固相率的增加量 Δf_{si} 的关系可近似由平衡凝固条件下杠杆定律求出

$$\Delta f_{iGE} = \frac{100 - C_E}{100 - C_A}\Delta f_{si} \qquad (6.3\text{-}149)$$

式中，C_E、C_A 分别为共晶成分和共晶奥氏体的成分。

(5) 共晶奥氏体的收缩

在 t 至 $t+\Delta t$ 的时间内，单元 i 的共晶奥氏体的收缩量为

$$\Delta V_{iAE} = \beta_{AE}\Delta f_{iAE} V_i \qquad (6.3\text{-}150)$$

式中，β_{AE} 为共晶奥氏体析出的体收缩系数；Δf_{iAE} 是单元 i 析出的共晶奥氏体的增加量。在发生共晶以后，单元 i 的共晶奥氏体的增加量 Δf_{iAE} 与单元 i 固相率的增加量 Δf_{si} 的关系可近似由平衡凝固条件下杠杆定律求出

$$\Delta f_{iAE} = \frac{C_E - C_A}{100 - C_A}\Delta f_{si} \qquad (6.3\text{-}151)$$

(6) 铸型型壁移动产生的膨胀

研究表明，铸型刚度对球墨铸铁件的缩孔缩松形成有明显的影响，但至今仍没有铸型刚度与球墨铸铁缩孔形成之间影响关系的数学模型。在球墨铸铁石墨化膨胀力作用下，铸型发生型壁位移时，铸件因为型壁移动而产生的膨胀体积为

$$\Delta V_E = -A_{mc} D_E \qquad (6.3\text{-}152)$$

式中，ΔV_E 为铸件总的膨胀量；A_{mc} 为铸件与铸型接触的表面积；D_E 为铸件的平均膨胀位移。

由于在球墨铸铁件凝固初期，铸件凝固壳层刚度较低，石墨析出和生长的膨胀力易引起铸型的膨胀，而当铸件凝固壳层刚度达到一定强度，铸件凝固百分数达到一定的临界值 f_{sol} 时，铸型型壁不再发生位移。因此，在第 n 个时间步长内，由铸型型壁移动产生的体积膨胀可近似按下式计算

$$\Delta V_{nE} = \Delta V_E \Delta f_{sol}^{n} / f_{sol} = -A_{mc} D_E \Delta f_{sol}^{n} / f_{sol} \qquad (6.3\text{-}153)$$

式中，Δf_{sol} 为第 n 时间步内铸件凝固百分数的增量。

3.2.3 球墨铸铁缩孔定量预测判据的试验验证

基于上述模型，李嘉荣开发了球墨铸铁缩孔缩松定量预测方法动态收缩膨胀叠加法（DECAM）。用该方法对浇注的T形球墨铸铁铸件的缩孔缩松进行了模拟并与实际解剖结果进行了比较，部分结果见图6.3-20。可以看出，模拟结果和实验结果相吻合。

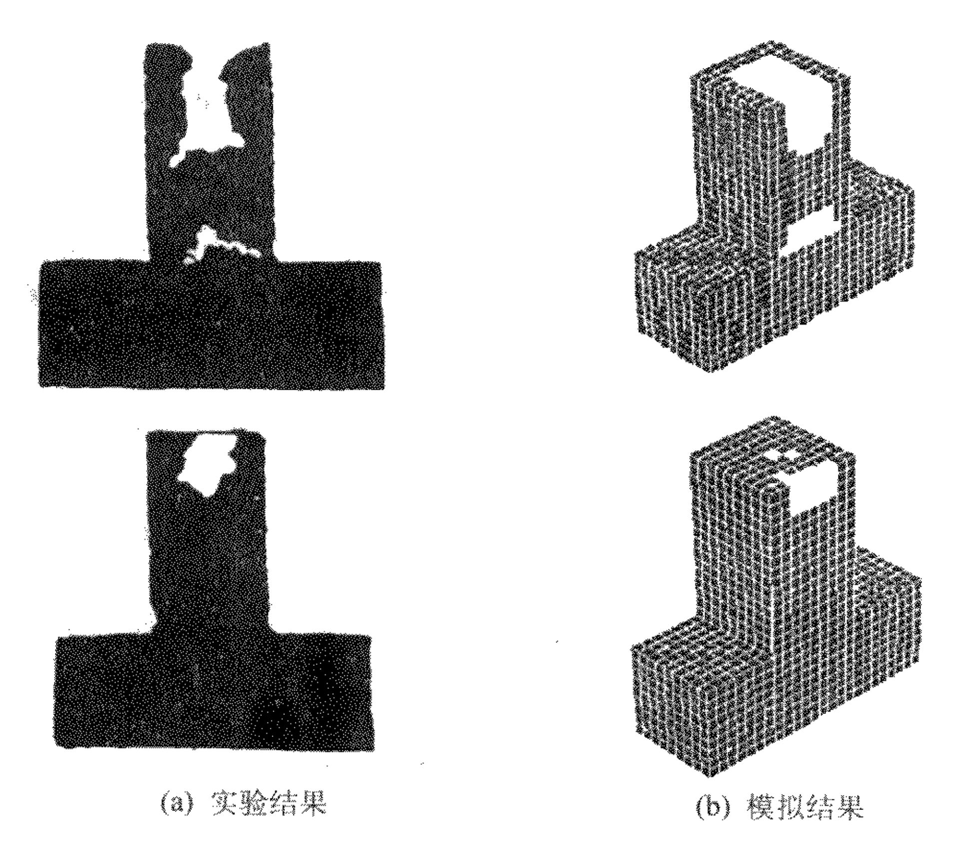


图 6.3-20　用 DECAM 法对球墨铸铁试验件的缩孔缩松预测

3.3 灰铁铸件缩孔缩松预测

灰铸铁和球墨铸铁的体积变化都取决于初晶、共晶中的奥氏体收缩和石墨膨胀的叠加，在实际情况中，体积变化经历液态收缩以及共晶阶段的体积膨胀。但是由于两者的凝固机理不一致，灰铸铁是逐层凝固，共晶初期就在靠近型壁处形成一层壳，随着共晶团的生长，这层壳向内生长增厚，这样就较早的降低了金属液向型壁传递的压力。而球墨铸铁是糊状凝固，共晶团遍布整个熔液，由于没有外壳形成，凝固的膨胀压力直接作用到型壁上，从而造成了球墨铸铁件的型壁移动要大于灰铸铁的型壁移动。初期型壁移动是由铁液静压力造成的，带来的收缩量可以由浇冒口系统补偿；而石墨膨胀造成的后期型壁移动，由于补缩通道封闭无法直接补偿，只能由石墨膨胀进行补偿。这样球墨铸铁由于后期型壁移动大于灰铸铁，就更容易补缩不足而产生缩孔缩松。

图6.3-21示意了亚共晶灰铸铁凝固过程中微观组织的形核与生长过程。液态降温产生体积收缩；初晶奥氏体和共晶奥氏体均产生体积收缩；共晶石墨产生体积膨胀。

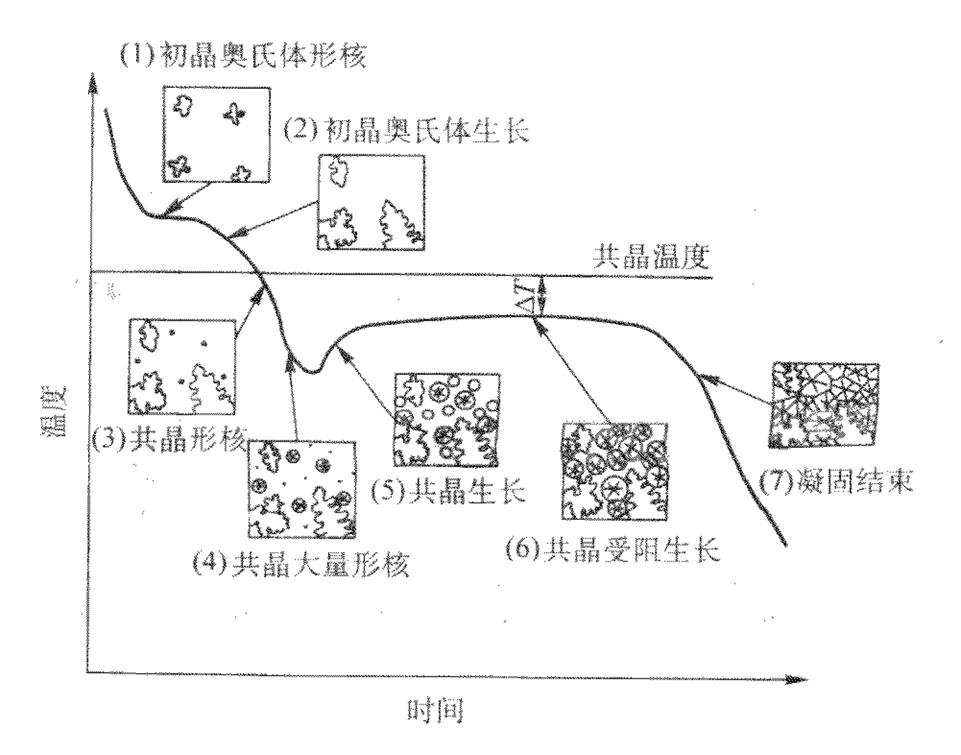


图 6.3-21　灰铸铁凝固过程中微观组织的形核与生长阶段示意图

在阶段（1）~（3）初晶形核生长以及共晶形核的过程里，液态收缩与初晶奥氏体收缩共同导致了灰铸铁的体积收缩。按杠杆定律，碳当量越小，初晶奥氏体析出量越大，这个阶段体积收缩量也越大，如果铸件补缩不畅或者后期膨胀不足，就容易产生缩孔缩松，反之亦然。在阶段（4）~（7）共晶形核生长的过程里，共晶奥氏体收缩和共晶石墨膨胀共同作用在体积变化量上，叠加的效果是膨胀；同理，碳当量越大，膨胀量越大，对前一阶段有更大的补缩能力，从而避免产生缩孔缩松。

3.3.1 灰铁铸铁缩孔定量预测判据

采用平衡相图，根据试验分析，对实际的凝固过程进行简化，不考虑过冷，把共晶开始温度 *TE*、共晶大量析出温度 *TEU*、固相线温度 *TS* 简化到同一温度 *TE* 上。把凝固过程划分为6个阶段，如图6.3-22所示。阶段（1）为液态降温，对应体积变化为液态体积收缩。阶段（2）为初晶析出阶段，对应体积变化为液态体积收缩和初晶奥氏体收缩叠加，体积收缩加剧。阶段（3）为共晶形核阶段，这一阶段认为共晶形核，无体积变化。阶段（4）为大量共晶生长阶段，且生长不受阻碍，对应体积变化为共晶奥氏体收缩和共晶石墨膨胀叠加，体积膨胀。阶段（5）为共晶生长后期，体积膨胀无法传出，无体积变化，阶段（4）、（5）由临界膨胀固相率来划分。阶段（6）为共晶结束，固态降温。各个阶段体积变化曲线如图所示，灰铸铁件缩孔模型建立在此基

础上，在不同的阶段叠加体积变化量。

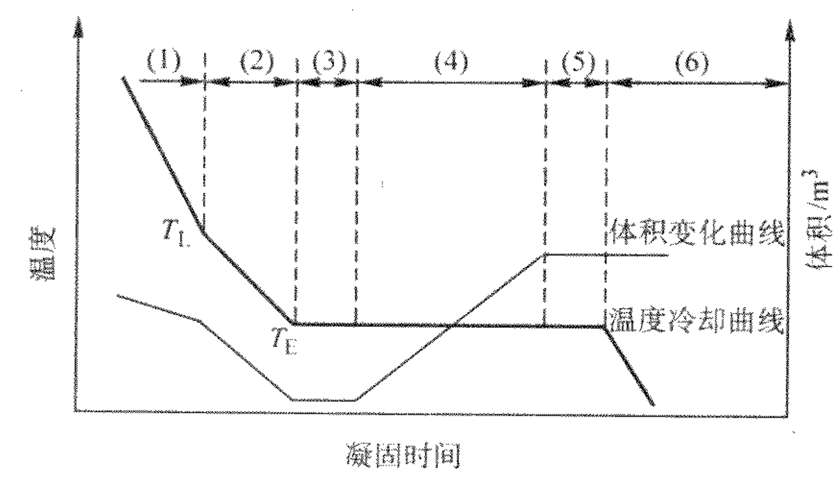


图 6.3-22　亚共晶灰铸铁凝固过程体积变化示意图

基于李嘉荣提出的收缩膨胀动态叠加法（DECAM），可以建立灰铸铁件缩孔预测的判据。其中，增加考虑孕育对灰铸铁缩孔缩松的影响。灰铸铁铸铁缩孔缩松的总体积是由液态收缩、初生石墨膨胀或初生奥氏体的收缩、共晶石墨膨胀、共晶奥氏体收缩所引起的体积变化组成，则在时间 Δt 内，灰铸铁铸铁总体积变化量可以按下面的方程计算。

对于过共晶灰铸铁

$$\Delta V = \sum \Delta V_{iSL} + \sum \Delta V_{iGP} + \sum \Delta V_{iGE} + \sum \Delta V_{iAE} \tag{6.3-154}$$

对于亚共晶灰铸铁

$$\Delta V = \sum \Delta V_{iSL} + \sum \Delta V_{iAP} + \sum \Delta V_{iGE} + \sum \Delta V_{iAE} \tag{6.3-155}$$

式中，ΔV_{iSL}是单元 i 的液态收缩；ΔV_{iGP}是单元 i 由于初生石墨析出产生的膨胀；ΔV_{iAP}为初生奥氏体的收缩；ΔV_{iGE}是单元 i 在共晶凝固期间析出石墨产生的膨胀；ΔV_{iAE}是单元 i 析出共晶奥氏体引起的收缩。

对于式中各项体积的变化：收缩体积为正值，膨胀体积为负值。当总的体积变化量为正值时，铸件将产生收缩，当总的体积变化为负值时，铸件将产生膨胀，并对可补缩的液态单元进行补缩。各部分体积变化的计算公式与球墨铸铁的计算公式相同，其中，灰铸铁的各个体积收缩系数通过比容计算的方法计算得到。

3.3.2　灰铸铁铸铁缩孔定量预测判据的试验验证

验证试验分为两个浇注方案，浇注方案的形状与尺寸如图 6.3-23 所示。每个方案浇注 4 个牌号的灰铸铁件、牌号及其对应的化学成分如表 6.3-4 所示。

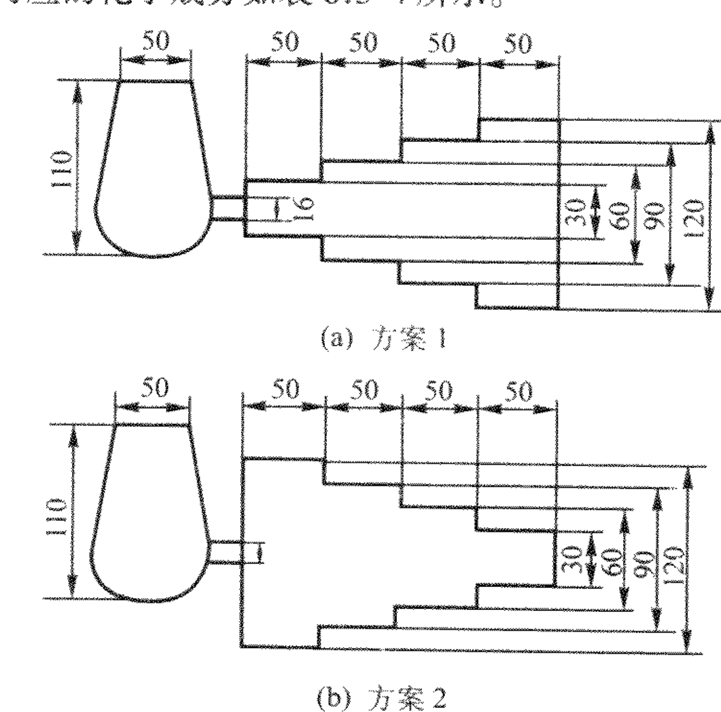
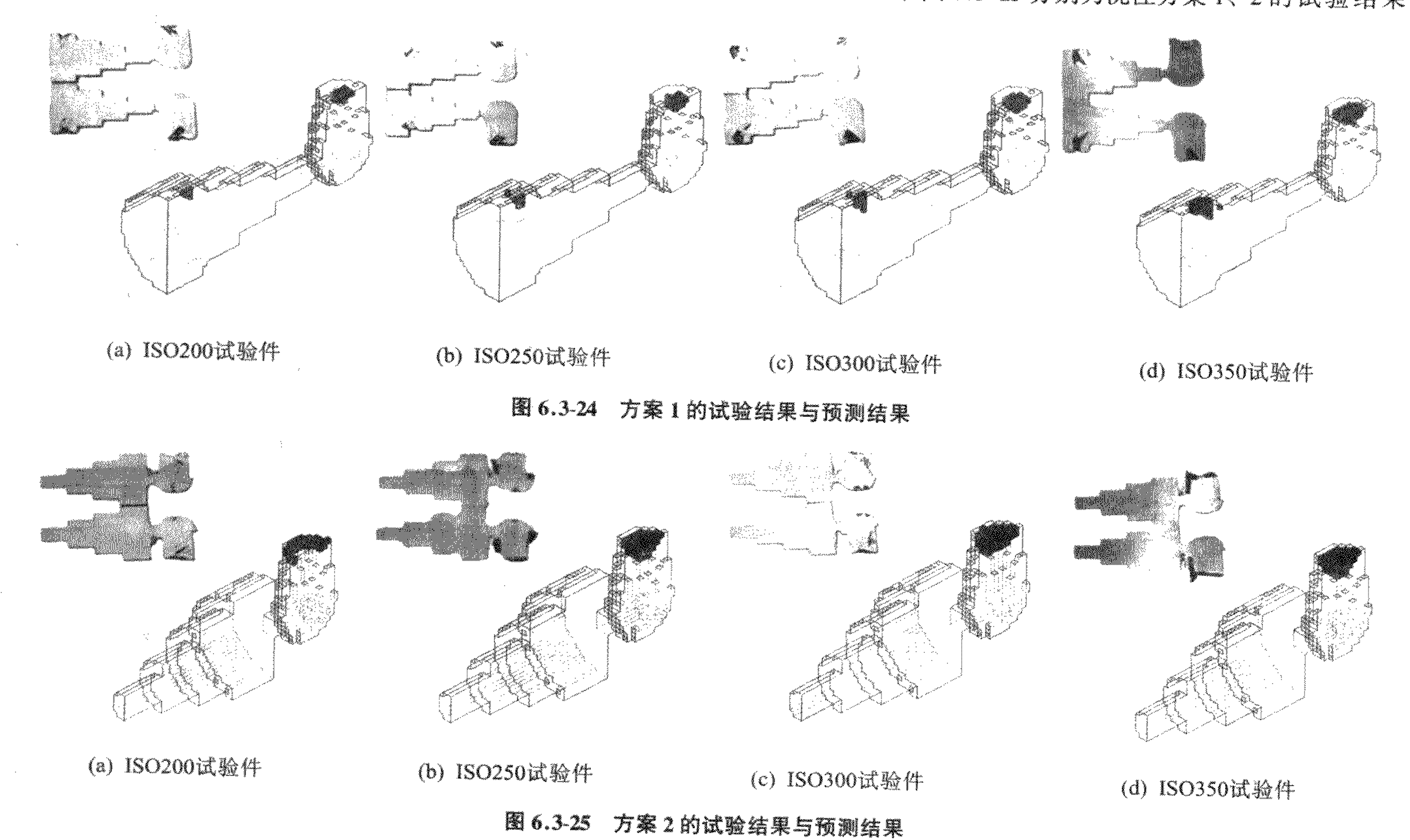


图 6.3-23　方案 1、2 的铸件尺寸图

表 6.3-4　灰铸铁件牌号及其对应的化学成分（质量分数）　%

牌号	C	Si	CE	Mn	P	S
ISO200	3.45	2.05	4.13	0.75	<0.25	<0.1
ISO250	3.35	1.95	4.00	0.75	<0.25	<0.1
ISO300	3.20	1.85	3.82	0.75	<0.25	<0.1
ISO350	3.05	1.75	3.63	0.85	<0.25	<0.1

图 6.3-24、图 6.3-25 分别为浇注方案 1、2 的试验结果



(a) ISO200试验件　(b) ISO250试验件　(c) ISO300试验件　(d) ISO350试验件

图 6.3-24　方案 1 的试验结果与预测结果

(a) ISO200试验件　(b) ISO250试验件　(c) ISO300试验件　(d) ISO350试验件

图 6.3-25　方案 2 的试验结果与预测结果

与预测结果。预测结果与试验结果基本吻合。在方案1中，在铸件热节上方均产生了一次缩孔，缩孔随着碳当量的减小而增大。具体分析可知，碳当量减小，铸件初晶析出的奥氏体量增多，因而收缩量增大；同时共晶析出量减小，共晶膨胀量减小，致使总收缩量增大。在方案1中，补缩通道过早中断，铸件热节上方由于液态收缩和初晶奥氏体收缩导致的一次缩孔无法由冒口补缩，而后期共晶膨胀虽然能补缩一部分收缩，但不能完全补缩，因而在铸件热节上方产生了一次缩孔。在方案2中，由于凝固前期，补缩通道畅通，冒口能够对铸件进行补缩，从而使得铸件能够通过共晶膨胀保持后期铸件的膨胀性，因而铸件无收缩缺陷。

3.4 压力条件下的缩孔缩松预测

在压力铸造及低压铸造成形工艺条件下，铸件的凝固与收缩均在压力下进行，有别于普通重力铸造的凝固过程。在压力铸造条件下，由于一般铸件壁厚较薄，成形压力较大，较少出现缩孔缩松缺陷。因此，本节将重点讨论低压铸造条件下缩孔缩松缺陷的预测。

3.4.1 压力条件下的缩孔缩松判据

低压铸造条件下，广泛使用的铸件材料为铝合金。铝合金结晶温度较宽，缩松倾向较大。对于宽结晶温度范围合金的补缩过程可以理解为液态金属在枝晶间流动（见图6.3-26）。

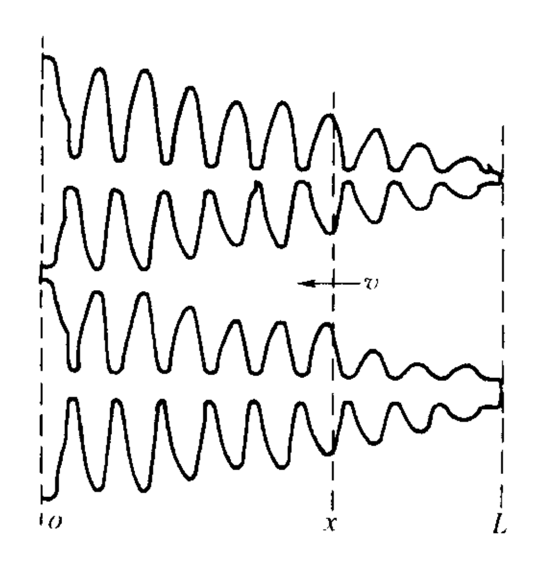


图6.3-26 枝晶间渗流模型

液态金属在枝晶间流动可以应用达西定律来描述

$$v=\frac{k}{\eta f_l}\nabla p \qquad (6.3\text{-}156)$$

式中，v 为金属液在枝晶间流动的速度；k 为金属渗透率；η 为金属液运动学粘度；f_l 为固液两相区的液相百分数；p 为压力。

引起枝晶间液体流动的主要原因是液体的凝固收缩。由凝固收缩而引起的速度分量为

$$v=\frac{R}{G}\beta \qquad (6.3\text{-}157)$$

式中，R 为冷却速度；G 为温度梯度；β 为凝固收缩率。

合并式（6.3-156）、式（6.3-157）两式得

$$\frac{R}{G}\beta=\frac{k}{\eta f_l}\nabla p \qquad (6.3\text{-}158)$$

根据图6.3-26，可求得 ox 间的压力梯度为

$$\nabla p=\frac{\Delta p}{\Delta x} \qquad (6.3\text{-}159)$$

$$\Delta x=\Delta T/G \qquad (6.3\text{-}160)$$

式中，ΔT 为图6.3-26中 ox 间的温差，Δp 为图6.3-26中 ox 间的压力差。

将式（6.3-159）、式（6.3-160）代入式（6.3-158），整理得

$$G/\sqrt{R/\Delta P}=\sqrt{\frac{\beta\eta f_l\Delta T}{k}} \qquad (6.3\text{-}161)$$

从式（6.3-161）可见，公式右侧的收缩率 β、黏度 η 以及渗透率 k 均为决定于合金性质的常数，f_l 和 ΔT 则与在枝晶中的位置有关。考虑到在实际凝固过程中，当两相区的固相率达到临界固相率 f_{sc} 时液体停止流动，补缩通道堵塞，因此选择 f_{sc} 这一特殊固相率点作为判据应用位置。相应于 f_{sc} 的 ΔT 可由式 $\Delta T=T_L-f_{sc}\Delta T_0$ 求得（这里 T_L 为液相线温度，ΔT_0 为金属结晶温度范围）。这样，公式右边即为一定值，令其为 K_c。

相应于 f_{sc} 点，公式左边的 G、R 分别为铸件中此刻温度梯度 G_{sc} 与冷却速度 R_{sc}。由此可求出满足在此临界状态下补缩所需要的压力 Δp。若此时的实际压力 $p_{sc}>\Delta p$，液态金属将在压力下进行补缩，不产生缩松。反之，若 $p_{sc}<\Delta p$，则液态金属停止流动，当液态金属进一步收缩时，产生缩松。

由此可以得到压力条件下的缩松判据为

$$G_{SC}/\sqrt{R_{SC}/p_{SC}}<K_C \qquad (6.3\text{-}162)$$

假设金属液体在达到临界固相率之前压力没有损失，则在普通重力铸造条件下

$$p_{sc}=p_{atm}+\rho_l g(H-h)$$

在低压铸造条件下

$$p_{sc}=p_{atm}+p_{LPDC}-\rho_l gh$$

式中，H 为铸件压头高度；h 为铸件内任意点高度。

在普通重力铸造条件下，如果不考虑静压头的作用，则 $p_{sc}=p_{atm}=101\ \text{kPa}$。代入（6.3-162）式可得

$$G_{SC}/\sqrt{R_{SC}}<K_C \qquad (6.3\text{-}163)$$

式（6.3-163）即为著名的新山判据。可见新山判据是（6.3-162）式的特殊形式。

3.4.2 压力条件下缩孔缩松判据的验证

为验证上述压力条件下缩孔缩松判据的正确性，选用双锤头铝合金试件进行实验验证（见图6.3-27）。试件采用低压铸造工艺，浇道在铸件底部，材质为铸铝（牌号ZL101），浇注温度720℃，保压压力为8.1 kPa。根据分析，凝固过程中细杆首先凝固停流，将压力隔断。因此，锤头 B 在凝固后期不受外界压力作用，锤头 A 则在压力下凝固，直至浇道凝固。显然，图6.3-27中锤头 B 的缩孔缩松将多于锤头 A。

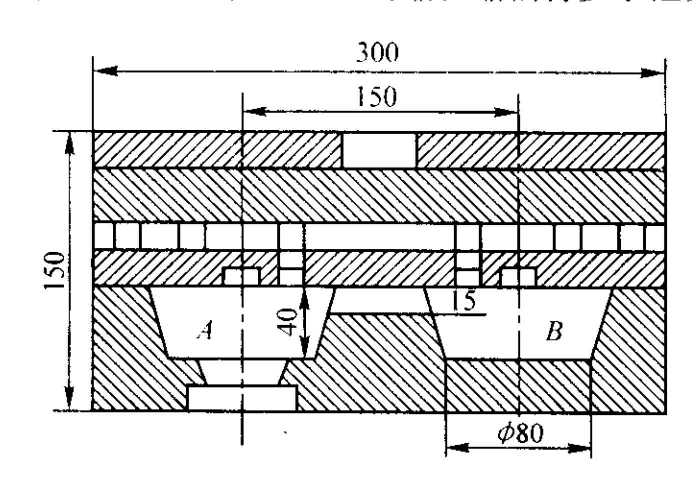
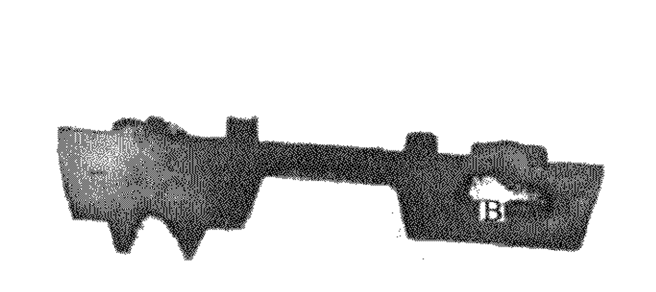


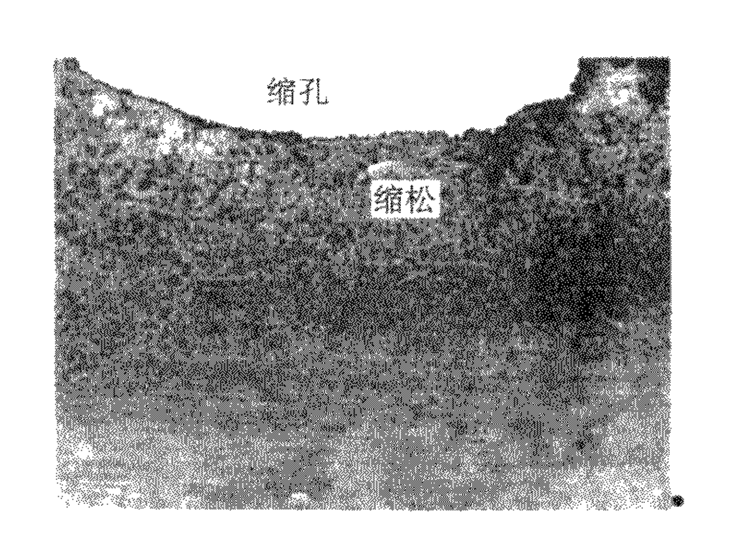
图6.3-27 低压铸造双锤头试件模具简图

试验结果如图6.3-28所示。从图6.3-28a可见，试件右半部出现集中缩孔，左半部则完好。图6.3-28b是图4-28a的局部放大图。从图6.3-28b可以看出在集中缩孔的周围出现了明显的缩松，而远离缩孔的部位则没有明显的缩松倾向。

模拟计算得到的缩松趋势分布结果如图6.3-29所示。其中图6.3-29a为应用新山判据预测得到的结果，在 A、B 锤头均出现比较集中的缩松。图6.3-29b为应用压力条件下缩松判据的预测的结果，在锤头 B 中缩孔的周围出现缩松，

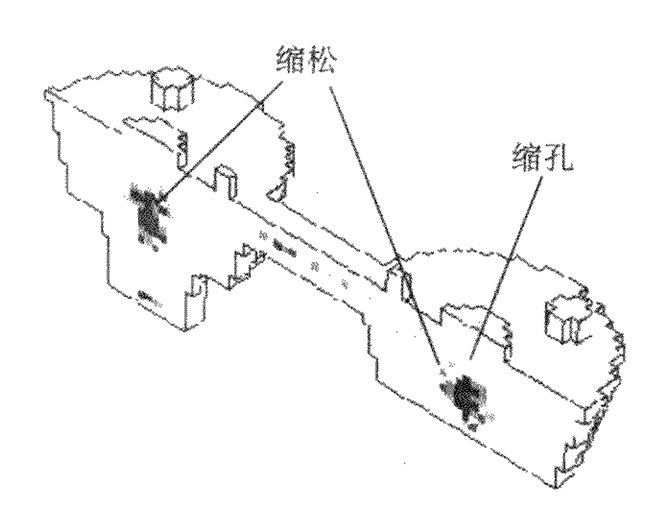


(a) 试件整体图

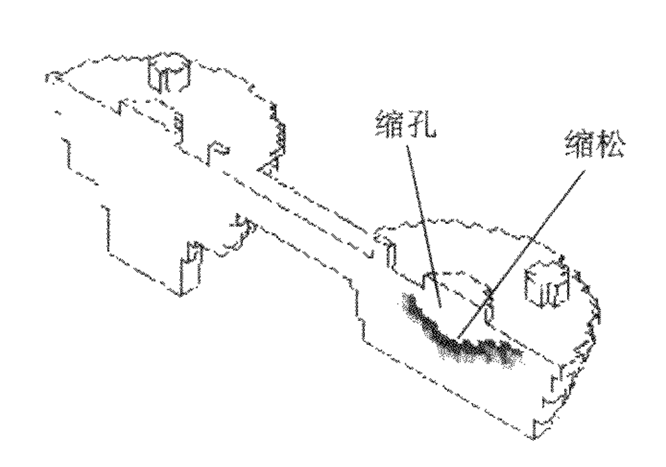


(b) 缩孔缩松部位B局部放大图

图 6.3-28　双锤头试件实验结果



(a) 采用新山判据预测结果



(b) 采用压力条件下缩松判据预测结果

图 6.3-29　双锤头试件缩孔缩松预测结果

其他部位完好。临界缩松判据值 $K_c = 50\ (\mathrm{atm \cdot s \cdot ℃})^{0.5}\ \mathrm{m}^{-1}$。新山判据由于未考虑压力的影响，缩松范围及趋势的预测与实际结果相距甚远，而压力条件下缩松判据判据的预测结果则与实际结果十分接近。

4　铸件凝固过程数值模拟计算效率研究

铸件凝固过程数值模拟计算中，对于大型、结构复杂的铸件，计算数据量庞大，内存占用很大，计算时间较长，给实用带来了困难。一些研究人员采用各种措施，如提高硬件投资，设法减少大型数组的使用以节省内存，利用潜热特殊处理方法以加快计算速度等。这些措施对于某些问题的解决有一定效果，但不具有普遍的意义。凝固过程数值模拟计算中，主要采用非均匀空间步长、非均匀时间步长以及分区计算等方法来提高计算效率。

非均匀空间步长采用非均匀网格剖分技术，可以根据铸件的复杂程度进行网格剖分，即对铸件薄壁位置进行细网格剖分，对铸件厚大部位进行粗网格剖分，从而压缩了计算网格单元数量。采用非均匀空间步长的方法，能更有效的发挥计算机的特点，在不降低计算精度的同时，减少了数据量，从而提高了计算效率。

采用非均匀时间步长，前提是以隐式差分法求解凝固传热。因为采用隐式差分法，时间步长没有稳定性条件的限制，在计算过程中每一步的时间步长可以进行调整。凝固过程中，先进入液相线的单元，由于周围冷却条件相对强烈，这个相对关系在整个凝固过程中基本保持不变，所以会导致先进入液相线的单元由于冷却强而先进入固相线。铸件中开始冷却快的单元冷却速度大，跨越固液相线的时间短；而晚凝固的热节单元，冷却速度慢，跨越固液相线的时间长。因此，可对凝固快的单元采用小时间步长，对越晚凝固的单元采用相对大的时间步长。采用非均匀时间步长可以合理地给出计算过程中每一步的时间步长，因而可以在保证精度的情况下，充分发挥隐式差分法计算速度快的优势，从而提高计算效率。

分区计算主要基于“瞬态层”的概念，对内外区域采用不同的计算网格和不同的计算时间步长进行数值计算，从而提高计算效率。本节主要介绍分区计算的原理及其实现。

4.1　分区计算的基本思想

分区计算的基本思想源于压铸过程的数值模拟研究中由 Barone 和 Caulk 提出的“瞬态区域”的概念。他们提出在压铸模具中靠近型腔附近存在一个“瞬态区域”，模具的温度在“瞬态区域”以内随时间变化较快，而“瞬态层”以外，则认为是“稳态区域”，模具温度随时间变化缓慢（见图 6.3-30）。

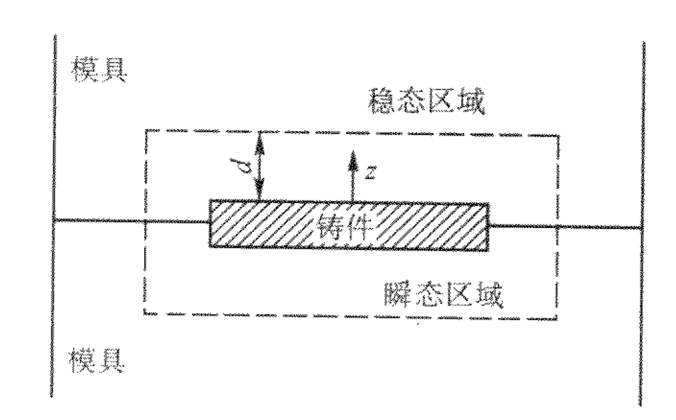


图 6.3-30　压铸模具瞬态区域示意图

图中，d 表示“瞬态层”的厚度，z 表示垂直型腔表面方向，“瞬态层”定义为 $0 \leqslant z \leqslant d$ 的区域，“瞬态层”区域以外的区域定义为“稳态区”。

根据上述“瞬态层”的概念，作者在压铸凝固模拟过程中提出了分区域计算思想，将整个模具及铸件的计算区域分

为两个计算区域，内部计算区域和外部计算区域，内部计算区域由模具瞬态层区域和铸件区域组成，而外部计算区域由模具稳态层构成。在内部计算区域，可采用较细的计算网格和小的时间步长进行计算，而在外部区域则采用粗的计算网格和较大的时间步长进行计算。由于外部计算区域可以采用比内部计算区域更大的时间步长，同时，内部计算区域单元数相对全部计算区域要少得多，因而，采用这一思路可以大大提高凝固模拟的计算效率。

对于低压铸造过程，凝固过程与压铸过程类似，因而也可以采用上述思路来提高模拟计算效率。

在砂型铸造过程中，是否也可以进行类似的分区域计算的方式呢？研究表明：砂型铸造从浇注完毕到凝固结束的整个凝固过程中，铸型中的温度变化存在与压铸模具中温度变化有类似的现象。图6.3-31为某砂型铸件凝固过程中不同时间铸型中温度梯度的分布曲线，铸件凝固时间约为20min。从图中可以看出，在铸型中靠近铸件表面区域中温度变化较快，温度梯度较大，而在远离铸件表面区域铸型温度变化缓慢，温度梯度很小。因此，在砂型铸造凝固模拟过程中同样也可以采用上述分区域计算的思路来提高凝固模拟计算效率。图6.3-32为砂型铸造凝固模拟过程中，对模拟计算区域进行分区计算的示意图。由于整个模拟系统中内部计算单元数量较少，可以大大地提高整个系统的模拟计算效率，当内部铸型层厚达到一定的数值时，对计算的精度将不会有太大的影响。

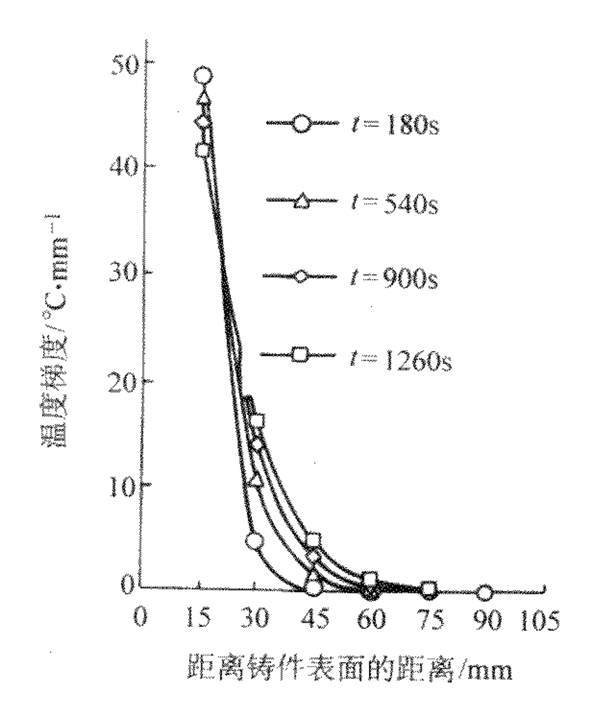


图6.3-31　砂型铸造铸型中温度梯度分布曲线

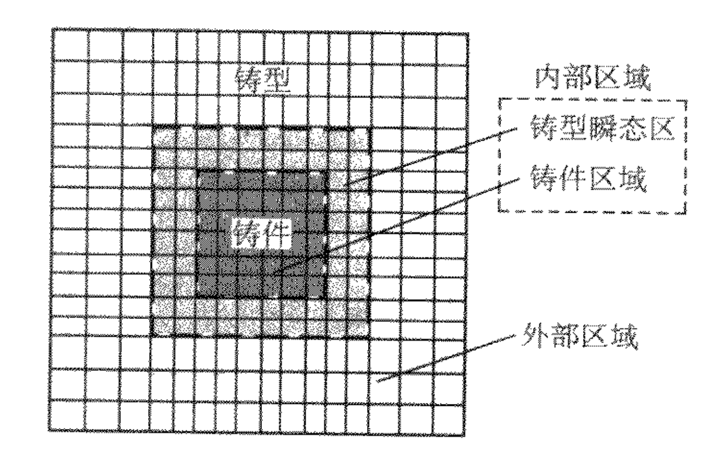


图6.3-32　砂型铸造分区计算示意图

4.2　分区计算的实现

从上一节讨论可知，铸件凝固模拟过程中分区计算的核心内容是要实现在不同的区域采用不同的网格尺寸和不同的时间步长进行模拟计算。为了实现分区计算的思想，充分发挥分区计算的优势，我们必须解决以下问题。

4.2.1　铸型瞬态区域厚度的估算

欲实现分区域计算，我们首先必须确定瞬态区域的厚度，才能确定铸型的瞬态区域，从而确定内部计算区域的大小，并根据内部计算区域的大小进行网格划分和实现对内部计算区域的标识。

对于压铸及低压铸造工艺，我们可以根据 Barone 和 Caulk 的研究结果，按下式进行“瞬态区域”的厚度的估算

$$d = 1.5(\alpha_m t_c)^{0.5} \tag{6.3-164}$$

式中，α_m 为模具材料的热扩散系数；t_c 为压铸生产周期。

对于砂型铸造工艺，可以根据一维传热条件下得到的铸件凝固时间与热量传入铸型的厚度的关系式估算瞬态区域的厚度如下

$$d = \eta\sqrt{\alpha_m t_f} \tag{6.3-165}$$

式中，d 为热量传入铸型的厚度；η 为常系数；α_m 为铸型材料的热扩散系数；t_f 为铸件凝固时间。在三维情况下，我们可用以下的 Chvorinov 公式来估算铸件的凝固时间 t_f

$$\sqrt{t_f} = \frac{1}{C}\left(\frac{V}{A}\right) \tag{6.3-166}$$

式中，C 为与铸件、铸型的热物性参数有关的常数；V 为铸件的体积；A 为铸件的表面积。

由式（6.3-165）及式（6.3-166）可以估算砂型铸造工艺中铸型瞬态区域厚度。

4.2.2　非均匀网格

在铸件凝固过程数值模拟中，当采用均匀网格时，铸件的网格数量在总网格数量中所占的比例较小。如果采用非均匀网格，在内部计算区域采用小网格，而在外部计算区域采用较大的网格，将可以有效地减少模拟计算系统的总网格数量。根据估算的铸型瞬态区厚度，可以有效地指导非均匀网格剖分。

4.2.3　内部计算区域的标识

由于铸件区域可用一个独立的网格剖分文件进行标识，因此，标识内部区域的主要工作是标识铸型中的瞬态区域。

通过对铸件边界单元进行扩充，可以标识铸型瞬态区域（见图6.3-33）。以铸件边界单元为中心，以瞬态区域的厚度为扩充层厚，采用立方体、圆球体、圆柱体或其他几何体为扩充区域，就可以标识铸型瞬态区域。以曲轴零件为例，图6.3-34为铸件及浇冒口系统的网格剖分图，图6.3-35为在图6.3-34的基础上进行扩充后得到的铸型瞬态区域。

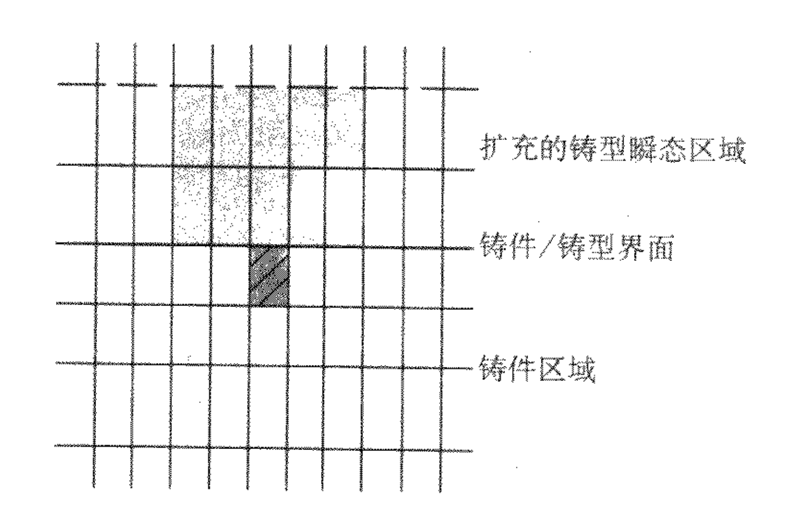


图6.3-33　瞬态区域的标识

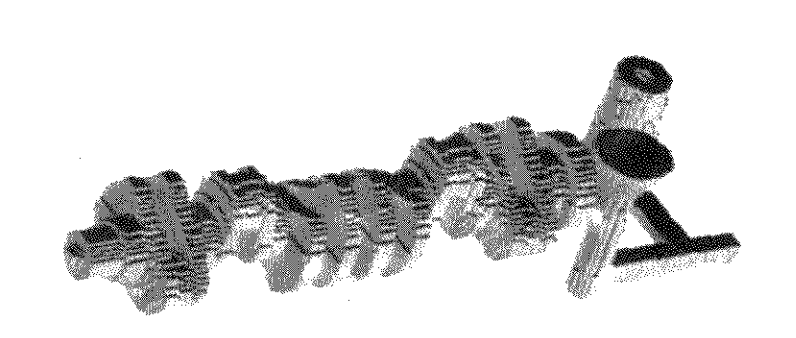


图6.3-34　曲轴零件的网格剖分图

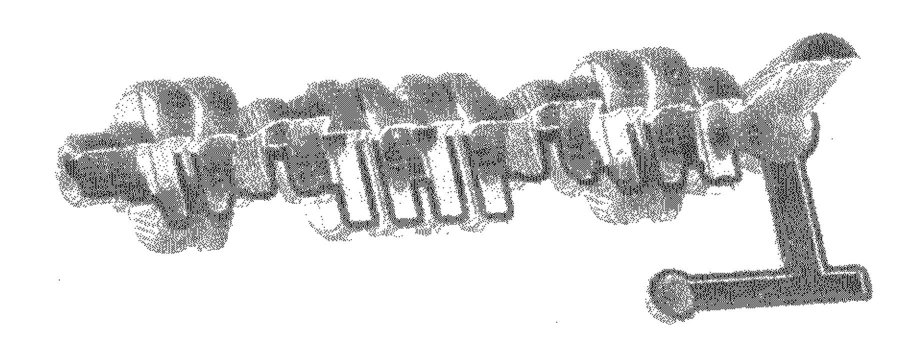


图 6.3-35　曲轴零件的铸型瞬态区域

4.2.4　不同区域采用不同时间步长

传统的显示差分算法中，时间步长受最小剖分单元尺寸的影响，不能随意选取，不同区域的时间步长不可能相差太大，无法达到分区计算提高计算效率的目的。而基于隐式差分算法进行数值求解时，由于没有时间限制，因此，将凝固模拟计算区域进行分区及对内部计算区域的网格单元进行标识后，可实现在内部计算区域采用较小的时间步长，而在外部计算区域采用较大的时间步长。在实际应用中，可将外部计算时间步长定为内部计算时间步长的整数倍。

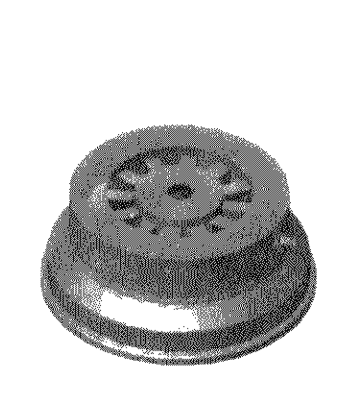
因此，为了实现分区计算的思想并在不同区域采用不同的时间步长，其关键是要采用隐式差分格式求解铸件凝固过程的热传导问题。有关三维条件下热传导方程隐式差分格式的建立，可参看上一节。

4.3　分区计算的计算效率

为了说明采用分区计算的计算效率，下面分别以压力铸造和砂型铸造零件为例，讨论砂型铸造凝固模拟分析及压铸模具热平衡分析的计算效率问题。

4.3.1　砂型铸造凝固模拟计算效率

为了研究砂型铸造条件下分区算法的计算效率，采用分数步长法进行铸件凝固过程的数值模拟，并将分区域算法应用于某公司实际生产的换向套筒零件进行分析计算。铸件及工艺如图（6.3-36）所示，铸件材料为铸钢，浇注温度1580℃，环境温度为 20℃。模拟分析在 PentiumⅢ 600，128 MB 内存的微机上进行。



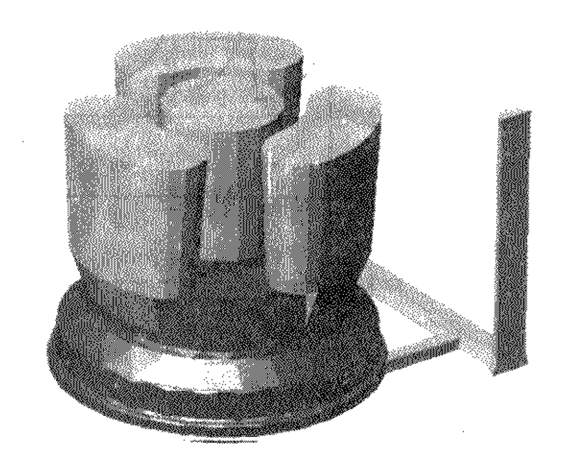


图 6.3-36　换向套筒的三维原型及铸钢件

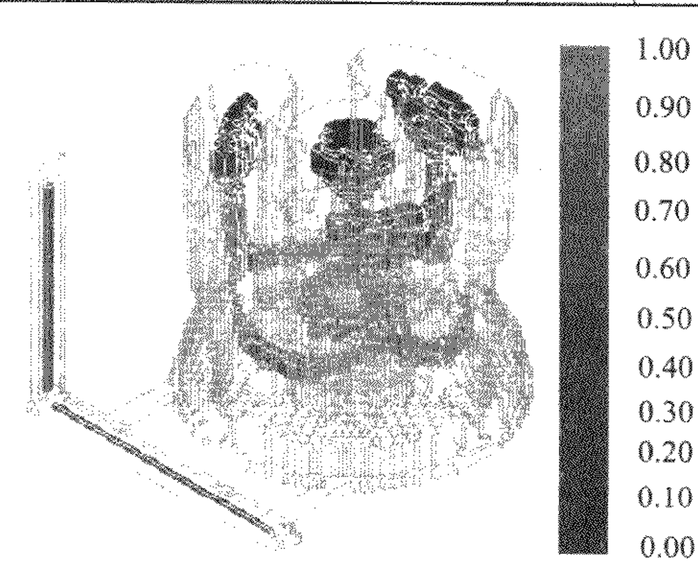
模拟分析考查了不同网格大小条件下采用分区计算的计算效率。采用分区计算时，内部铸型区域的厚度由式（6.3-139）进行估算，并以实际网格数量来表示。不同条件下的模拟计算结果见表 6.3-5。

比较结果可以看出，分区计算比不分区计算的效率提高了 30% ~ 38.5%，而且分区与不分区计算对凝固时间和凝固收缩率的预测结果吻合，而且，预测的收缩缺陷位置也基本一致（见图 6.3-37）。

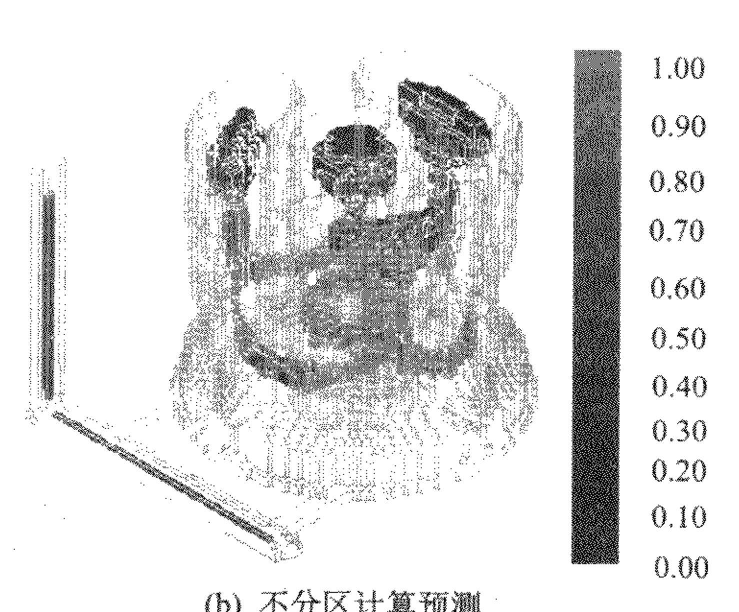
预测结果显示，在换向套筒铸件的三个冒口的上方有较大的缩孔缺陷，在缩孔缺陷下方有沿垂直方向的缩松缺陷，三个冒口相邻处的铸件部分有少量的缩孔缺陷。实际的换向套筒铸件在三个冒口处有较大的缩孔缺陷，在缩孔缺陷下方 20 mm 处有沿垂直方向长约 80 mm 的缩松缺陷，三个冒口相邻处的铸件部分有少量的缩孔缺陷。可见分区计算的预测结果与实际的换向套筒铸件缺陷分布相吻合。图 6.3-38 进一

表 6.3-5　换向器套筒铸件凝固模拟计算效率比较

网格剖分尺寸 /mm			时间步长 /s	内部铸型区域层厚（网格数）	凝固时间/s	凝固收缩率（体积分数）/%	计算时间/s	效率提高 /%
10	不分区		1	—	1 357	4.66	3 607	33.9
	分区	内部区域	1	6	1 353	4.66	2 383	
		外部区域	20					
8	不分区		1	—	1 335	4.66	7 090	30.7
	分区	内部区域	1	8	1 335	4.66	4 915	
		外部区域	20					
5	不分区		1	—	1 325	4.63	43 658	38.5
	分区	内部区域	1	12	1 322	4.63	26 842	
		外部区域	20					



(a) 分区计算预测结果



(b) 不分区计算预测

图 6.3-37　换向套筒铸件缺陷预测结果

图 6.3-38　分区计算预测结果纵向剖面

注：图右方的色标为 $G/\sqrt{R}$的值，单位为$℃^{\frac{1}{2}}\cdot mm^{\frac{1}{2}}\cdot cm^{-1}$

步显示了采用分区技术计算得到的缺陷预测结果的剖面图，显示换向套筒铸件的三个冒口的上方较大的缩孔缺陷，以及缩孔缺陷下方沿垂直方向的缩松缺陷。图 6.3-39 显示了三个冒口相邻处的铸件部分少量的缩松缺陷。

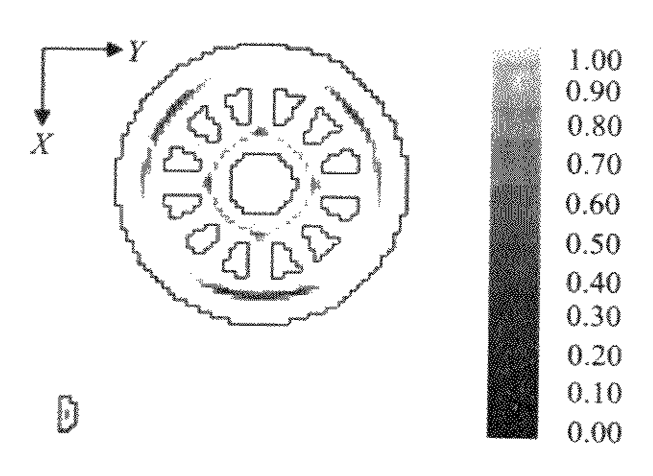


图 6.3-39 分区计算预测结果横向剖面

4.3.2 压力铸造热平衡分析计算效率

压铸件与普通砂型铸件相比，具有形状复杂、壁薄等特点。同时，压铸过程是一周期性生产过程，平衡状态下模具的温度分布对铸件质量和生产效率具有重要作用。因此，压铸过程模具热平衡分析不同于砂型铸造过程的凝固模拟分析，需要求解模具温度从初始温度逐渐过渡到平衡状态的全过程，以得到模具平衡状态的温度场分布。

为了简化计算过程，假设压铸生产过程中开模、合模操作瞬间进行，因而每一计算周期可分为四个阶段：凝固阶段、顶出铸件阶段、喷刷涂料阶段及合模等待浇铸阶段。循环过程从铸件凝固阶段开始，凝固一定时间后铸件被取出，模具表面与空气接触，然后，在模具表面喷刷涂料，最后，合模等待浇注并重复下一循环。

由于压铸热平衡分析需要模拟计算从压铸生产开始到压铸模具达到热平衡的多个生产周期，因而模拟的计算效率问题显得更为突出。为了提高计算效率，研究人员分别采用热传导问题的隐式差分算法、非均匀网格及分阶段采用不同时间步长法等方法提高压铸热平衡分析的计算效率。本节将结合第 2 章中的气缸盖罩盖零件，重点讨论采用分区算法的模拟计算效率，并与其他方法进行比较。

对于气缸盖罩盖零件的热平衡分析，整个模拟系统包括铸件、动镶块、定镶块、动镶套、定镶套、加热管道和冷却管道，整个系统的外形尺寸为 800 mm × 720 mm × 200 mm。铸件及冷却系统布置如图 6.3-40 所示。铸件材料为镁合金 (AZ91D)，模具材料为 H-13 钢。铸件的压铸工艺参数见表 6.3-6。

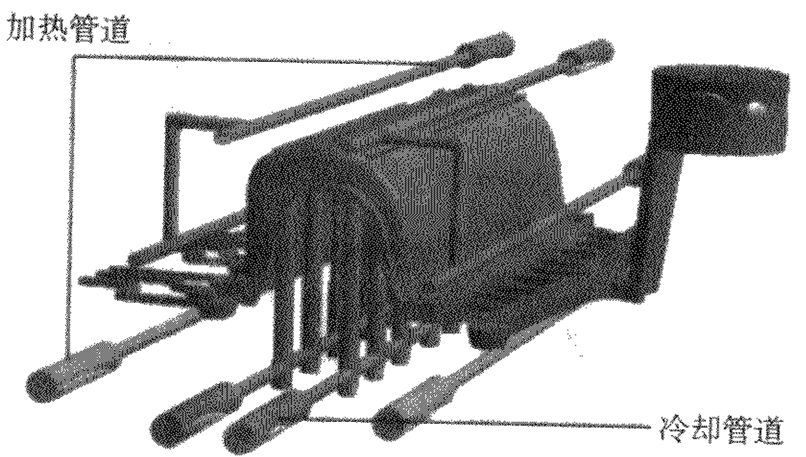


图 6.3-40 气缸盖罩盖铸件流道系统及加热冷却系统布置

表 6.3-6 气缸盖罩盖铸件压铸工艺参数

浇注温度/℃	模具预热温度/℃	压铸周期时间/s			
		第一阶段	第二阶段	第三阶段	第四阶段
670	200	20	15	10	15

针对气缸盖罩盖铸件，分别采用分数步长法（方案 1）、分阶段时间步长法（方案 2）、非均匀空间步长法（方案 3）及分区算法（方案 4）进行了该铸件的热平衡分析，并比较了不同方法的计算效率，比较结果见表 6.3-7。模拟计算的硬件条件为计算机主频为 2.8 GHz，内存为 1 GB。可以看出，采用分阶段时间步长法及非均匀空间步长法均可以有效地提高模拟计算效率。而采用分区计算法，可在原有基础上，进一步有效地提高压铸每个周期的模拟计算效率。图 6.3-41 为开模后动模镶块模具的温度分布。计算所得到的模具与铸件接触表面的平均温度曲线如图 6.3-42 所示。

表 6.3-7 气缸盖罩盖铸件热平衡分析模拟计算效率比较

模拟方案	时间步长/s		空间步长/mm		网格数		每个压铸周期的模拟计算时间/min
	第一阶段	其它阶段	均匀网格	非均匀网格	瞬态区网格数	总网格数	
方案 1	0.1	0.1	是	—	—	33,019,613	500
方案 2	0.1	1	是	—	—	33,019,613	208
方案 3	0.1	1	—	是	—	17,119,258	107
方案 4	0.1	1	—	是	687,661	17,119,258	51

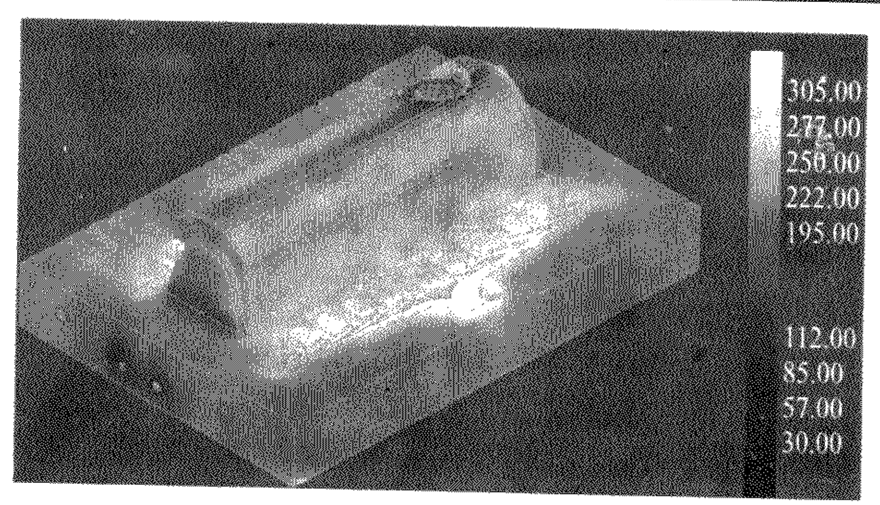


图 6.3-41 开模后动模镶块模具温度分布

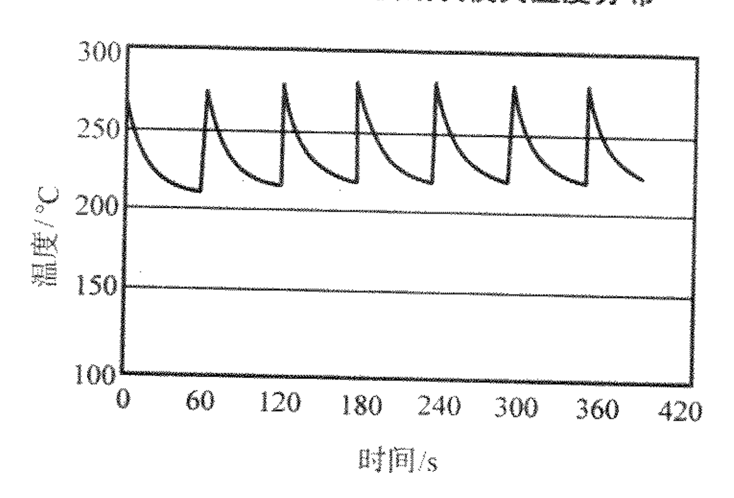


图 6.3-42 压铸模具与铸件接触面平均温度随时间的变化

5 铸件凝固过程数值模拟工程应用

铸件凝固过程模拟仿真技术已日趋成熟，在国内外得到了广泛应用，对优化铸造工艺、缩短产品试制周期、确保铸件质量和降低生产成本起到了重要的作用。本节将结合清华大学研究开发的“铸造之星”软件的典型应用实例，介绍铸件凝固过程数值模拟的工程应用。

5.1 大型缸体铸钢件的补浇工艺优化

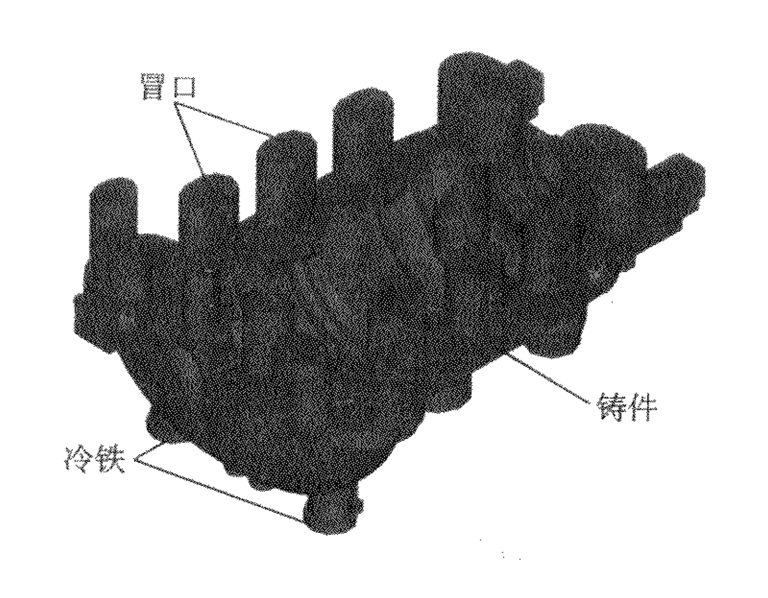
实际生产中，大型铸钢件经常要用到补浇工艺，特别是在熔炼能力不够的情况下经常用到补浇或多次浇注工艺。由于铸钢的收缩率相对较大，大型铸钢件的总重量很大，在浇注后，铸钢件冒口在凝固前期由于钢液的凝固收缩，冒口上表面会快速的收缩下陷。为提高冒口的补缩能力，在冒口还未完全凝固时再次注入高温钢液的工艺，称为补浇、也叫点

浇。补浇的目的主要有两个：①补充大型铸件在浇满时由于迅速液态收缩减少的钢液量。②保证结构复杂的薄壁件不致产生冷隔、缺肉（因为薄壁件为不致冷隔必须快速浇注，而在快速浇注到钢液升满冒口时，由于型内存在的气阻，可能导致型内钢液并未充满）。补浇后，冒口内的整体温度和压力都有所提高，补缩能力得到一定程度的恢复。

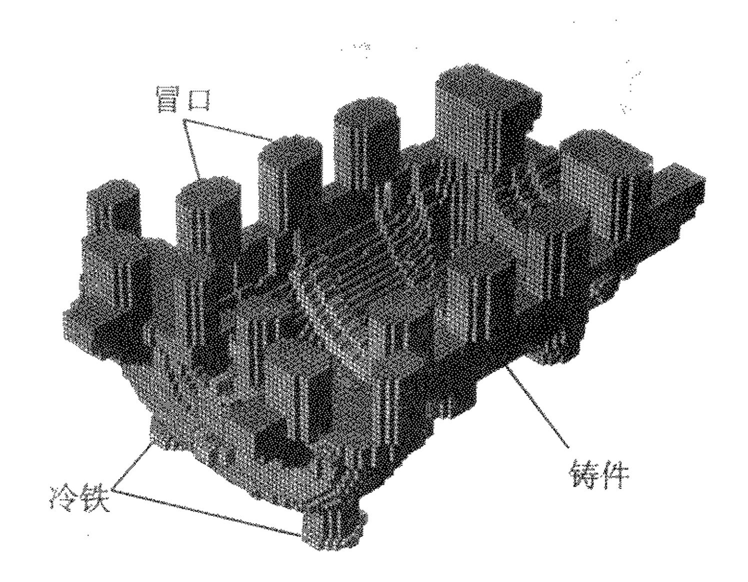
采用凝固过程数值模拟技术能够预测大型铸件在凝固不同时刻的补缩通道情况，从而能够预测补浇时机，确保铸件质量。

某铸造厂生产的高中压外缸下部铸件是一个典型的大型缸体铸件，全部铸件加上浇口冒口毛重近 40 t，其外形如图 6.3-43a 所示、网格剖分如图 6.3-43b 所示。在实际生产中，由于受到工厂钢液熔化能力的限制，一次出钢量最大为 32 t 左右，不能保证冒口全部注满。但为了短期内不增加熔炼设备的前提下，完成生产任务，采用中间一次补浇的浇注工艺进行生产。清华大学采用铸造之星 FT-STAR 软件模拟了这一过程的温度场，预测了不同时刻的补缩通道的状态，从而为该铸件的成功浇注提供了科学依据，确保铸件一次试制成功。

模拟计算结果如图 6.3-44 所示。图 6.3-44a、图 6.3-44b 分别为不同时刻的温度场分布，图 6.3-44c、图 6.3-44d 为缩孔缩松预测结果。对 50 min，60 min，70 min，80 min 四个时刻进行补浇工艺结果分析表明，补浇后铸件内部无明显的缩孔、但下部的管口处分布着缩松缺陷，且随补浇时间的后推，缩松缺陷逐步增加，如图 6.3-44 所示。由凝固模拟结果表明：在设备条件允许下，尽可能提前补浇时间对减轻铸件缺陷、提高质量有极其重要的意义。工厂实际生产中充分发挥冶炼设备的潜能，最终仅仅用 30 min 就补浇进第二炉钢液，经检验铸件各项指标达到要求，尤其是危险部位——“猫爪”处无明显的缩孔缩松缺陷。

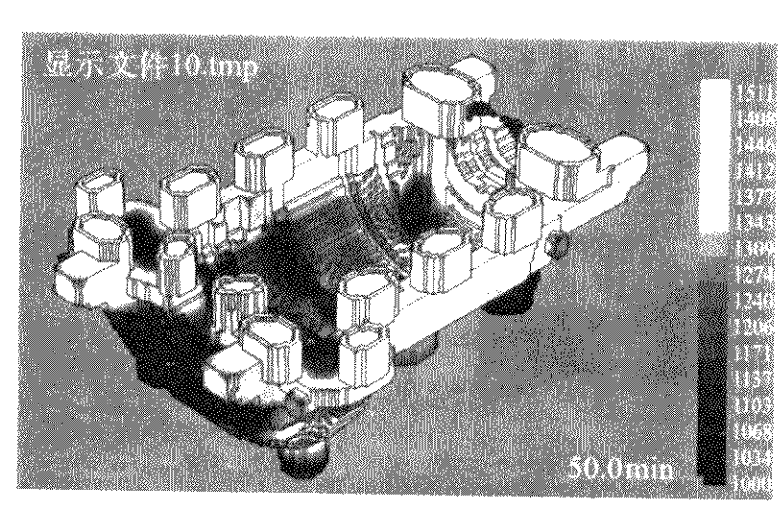


(a) 三维实体工艺图

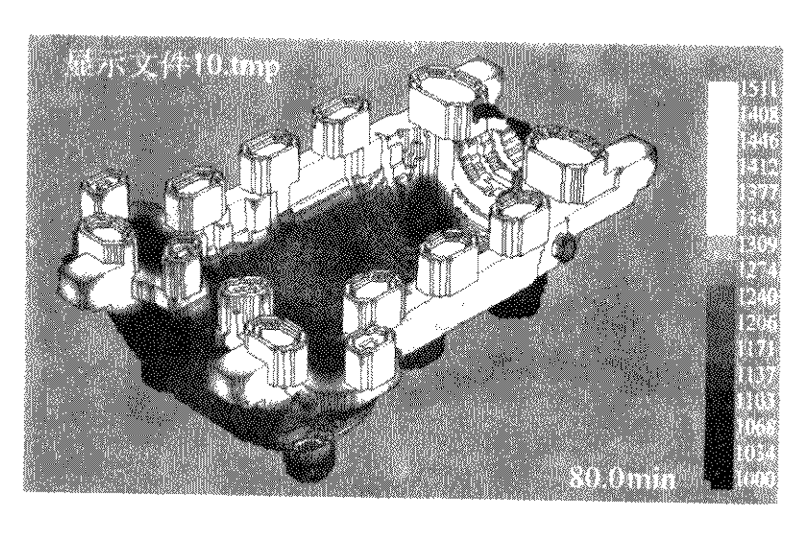


(b) 网格剖分图

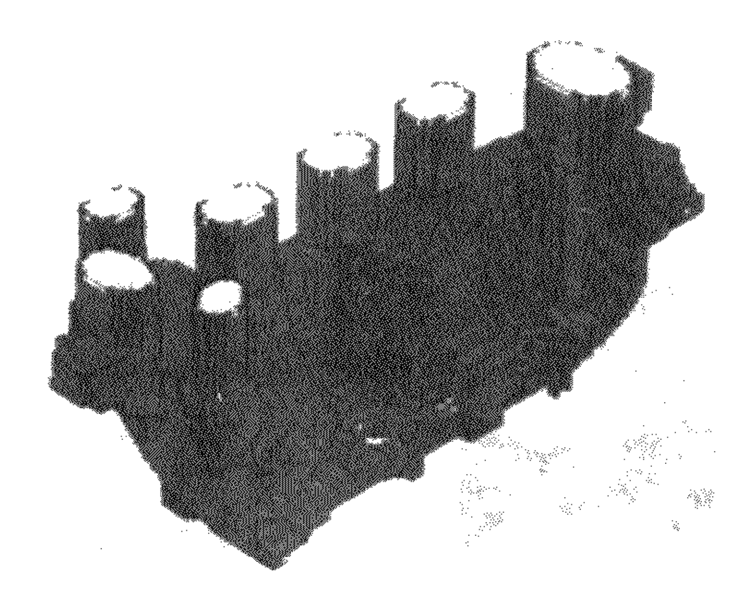
图 6.3-43　大型缸体铸件三维实体和网格剖分图



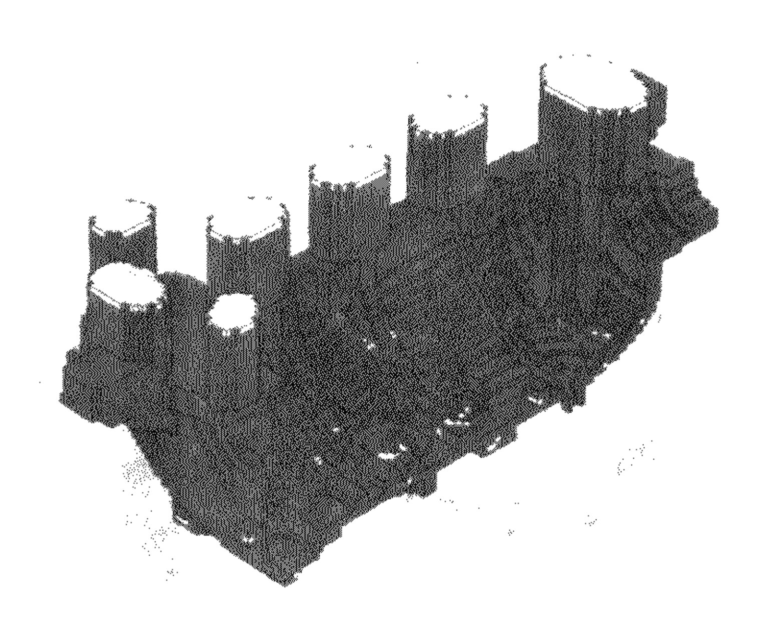
(a) 补浇前铸件凝固50min温度场



(b) 补浇前铸件凝固80min温度场



(c) 50min补浇时缩孔缩松预测结果



(d) 80min补浇时缩孔缩松预测结果

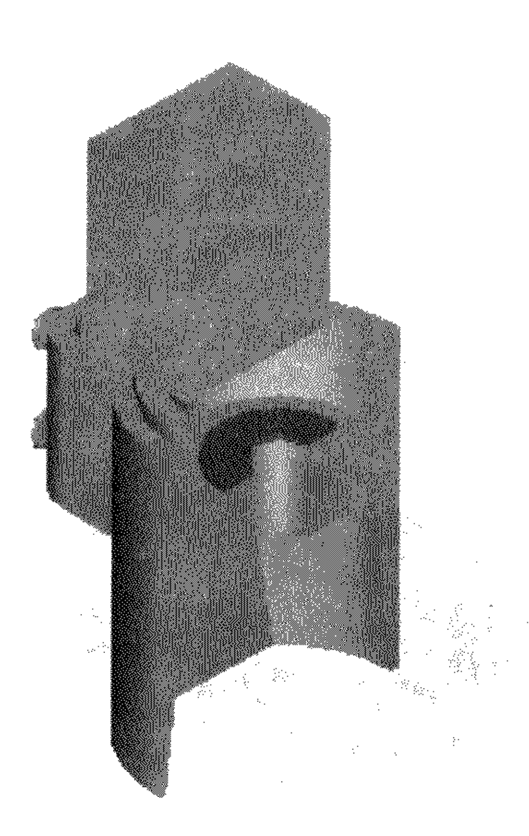
图 6.3-44　大型缸体铸件的模拟计算结果

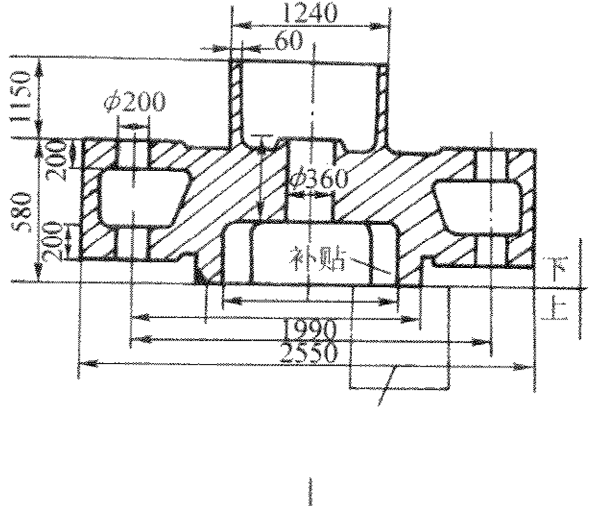
5.2　大型压机上梁铸件工艺优化

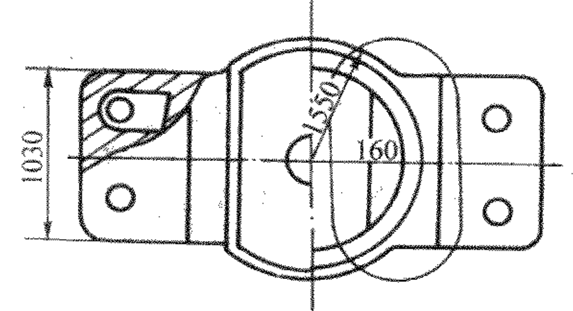
某公司试制生产的大型瓷砖压力机上梁铸钢件毛坯重 25 t，工艺要求含冒口在内的总钢液量为 37 t，而厂里的冶炼设备最多只能生产 35 t 钢液，超过了冶炼能力。采用 FT-Star 凝固模拟软件对上梁件进行了工艺优化，减小了冒口尺寸，降低了钢液量，保证了厂方在现有的生产能力条件下，一次性成功地浇注出了合格的上梁件。

铸件原工艺方案如图 6.3-45 所示。铸件毛坯重 25 t，采用发热冒口 2 个，冒口总重 10.8 t，浇注系统 1.2 t，铸件及浇注系统的总重为 37 t，超过了工厂的极限生产能力。

采用模拟仿真软件对原工艺方案的铸件凝固过程进行了模拟分析，模拟计算结果如图 6.3-46 所示。图中 6.3-46a ~ 6.3-46d 分别为不同时刻的温度场分布，图 6.3-46e、f 为缩孔

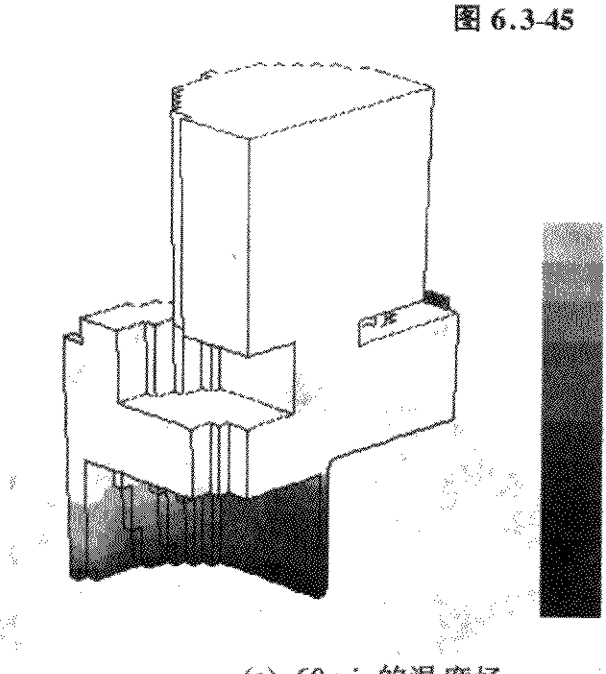

(a) 三维实体工艺图



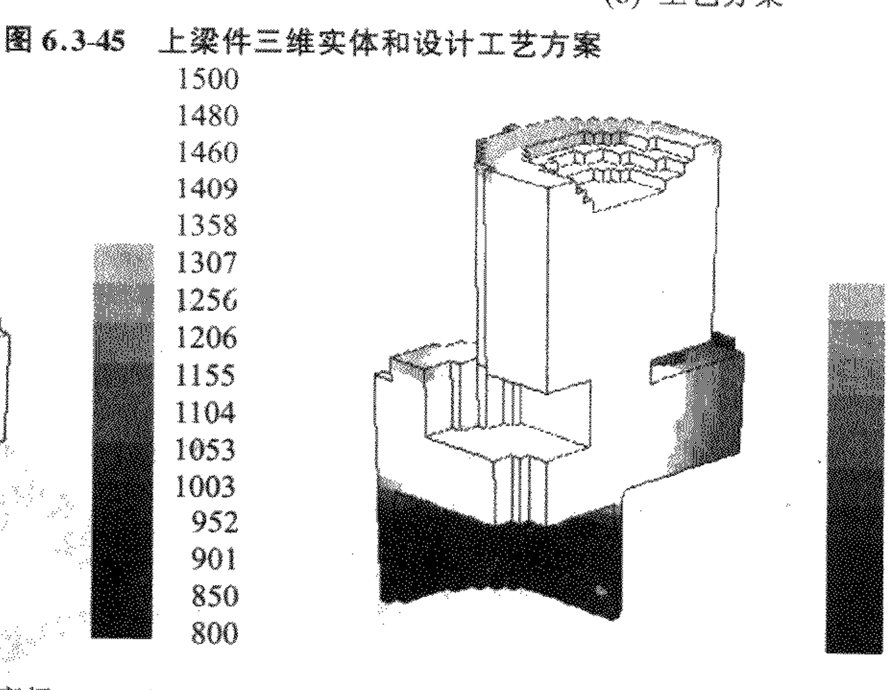


(b) 工艺方案

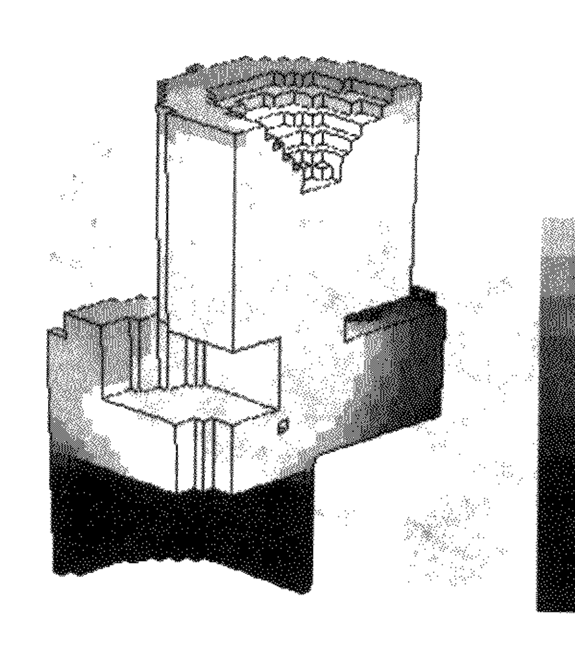
图 6.3-45　上梁件三维实体和设计工艺方案



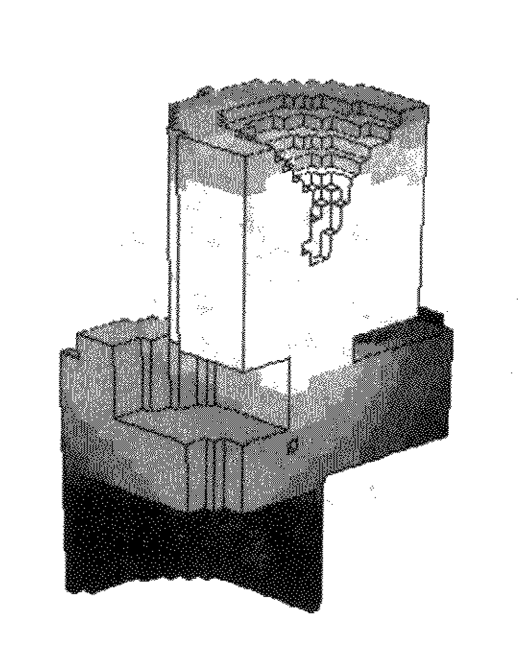
(a) 60min的温度场

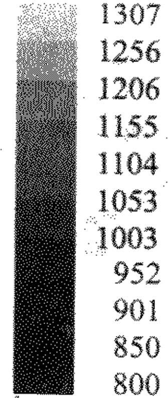


(b) 480min的温度场



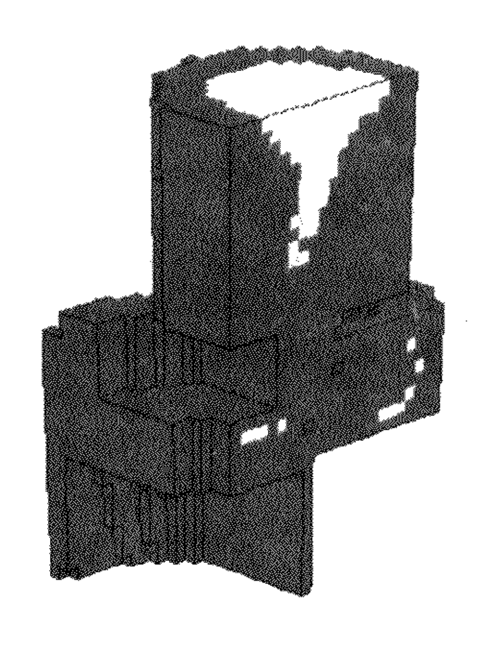
(c) 900min的温度场

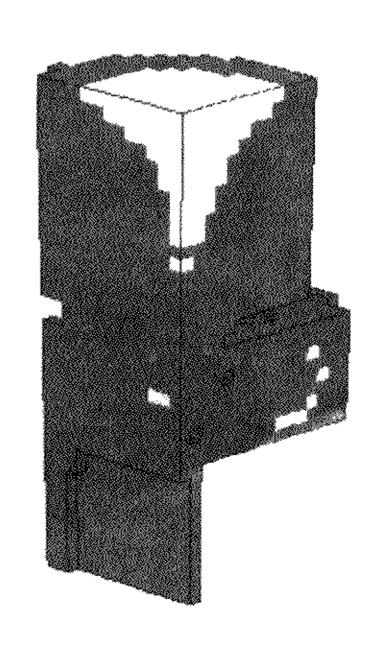




(d) 1260min的温度场

图 6.3-46　上梁件的模拟计算结果







(e) 截面 I 的缩孔缩松情况　　(f) 截面 II 的缩孔缩松情况

续图 6.3-46

注：各图右边色标值为温度，单位℃

缩松预测结果。

从模拟结果可以看出，原工艺条件下冒口可以适当减小。将单个冒口减少质量 1.25 t 左右，使所需钢液量降至 34.5t，重新确定冒口尺寸并重新计算，发现改小后的冒口刚好满足铸件的补缩要求，而且冒口缩孔的底部接近离冒口根部的 1/3 高度处，属于比较理想的状态。

另外，上梁件属于厚大型铸件，在制定造型工艺方案时，必须考虑铸件清理的方便。根据温度场的分布提出了防止粘砂的措施。特别是要注意中孔的清砂性能。从模拟结果可知，中间孔的砂芯在浇注约 6 h 后仍然被高温的钢液包围。因此在制作砂芯时，配制芯砂的水玻璃质量分数严格控制在 3% ~ 3.5%。而且在砂芯的表面要贴一层 20 mm 的铬铁矿砂层。采取这种措施后，该件在粗清砂时就能顺利地清出该孔且孔壁光滑无粘砂。

采用优化后的工艺方案，上梁铸件一次浇注成功。通过加工、安装没有发现缩孔缩松缺陷，完全达到了该件的技术要求。

5.3 轮毂球墨铸铁件模拟及其工艺优化

使用动态膨胀收缩叠加法，对图 6.3-47 所示的汽车轮毂球墨铸铁件进行了缩孔、缩松预测和工艺改进。铸件的材质为 QT450-10，在 Z148 水平造型线上一箱两件进行铸造。轮毂铸件的原工艺为无冒口和无冷铁铸造，在生产线上实际浇注温度为 1 350 ~ 1 390℃，使用覆膜砂和呋喃树脂砂作为铸型和型芯的材料。实际生产中在轮毂件的法兰热节处均发现不同程度的缩孔缺陷，如图 6.3-48 所示。

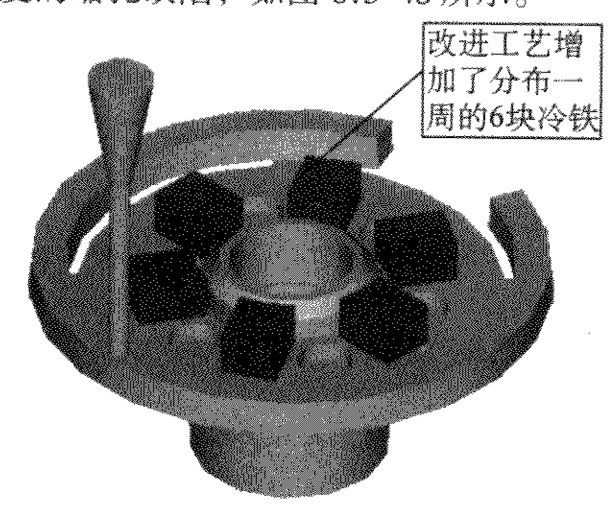


图 6.3-47 轮毂球铁件的实体图

采用动态膨胀收缩叠加法，对轮毂球墨铸铁件的收缩缺陷进行了预测，预测结果如图 6.3-49 所示，预测结果表明在

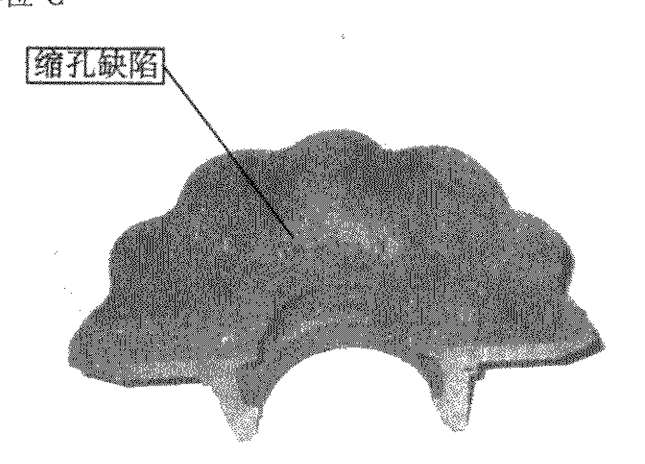
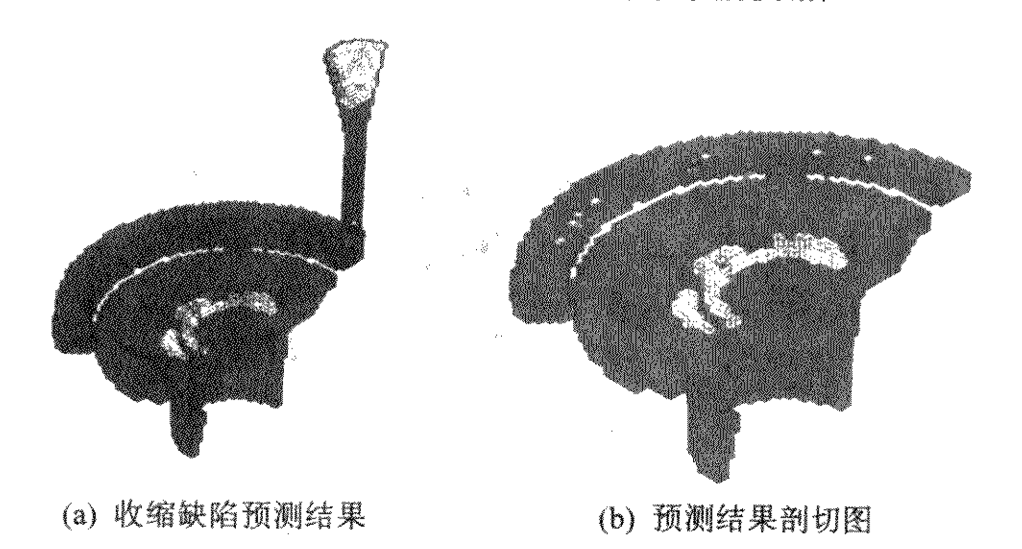


图 6.3-48 原工艺条件下实际铸件的缩孔缺陷



(a) 收缩缺陷预测结果　　(b) 预测结果剖切图

图 6.3-49 轮毂件原工艺收缩缺陷预测结果

轮毂法兰的热节处可能出现了缩孔缺陷。比较结果表明，原工艺缩孔的模拟结果与生产中缩孔的产生情况相吻合。

根据对原工艺缩孔的模拟和实际解剖结果，对原工艺进行了改进，在轮毂的上表面增加了 6 块 30 mm × 35 mm × 25 mm 的冷铁（见图 6.3-47），并对改进后的工艺方案进行了模拟。

图 6.3-50a 和 b 显示了增加冷铁后缩孔的预测结果。使用改进的工艺方案进行轮毂件的试制生产，模拟结果和实际解剖结果均表明轮毂法兰热节处的缩孔缺陷倾向明显减小。

5.4 驱动轮毂灰铸铁件模拟及其工艺优化

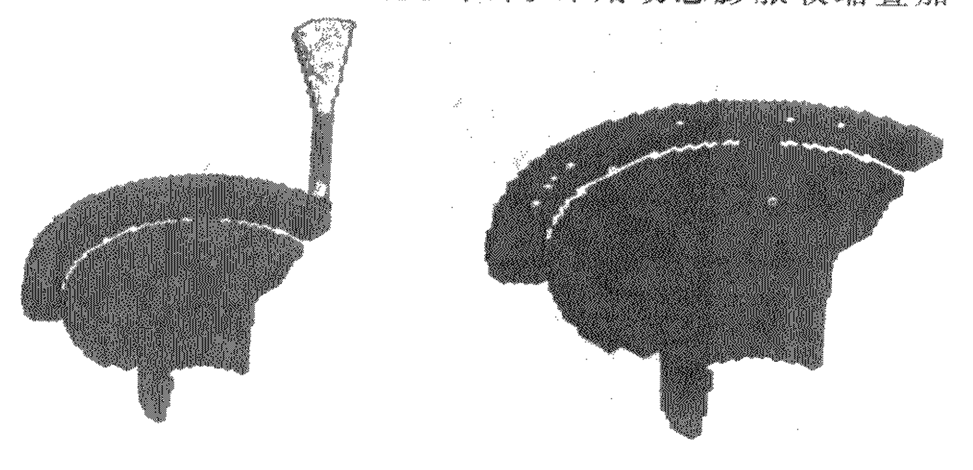
使用动态膨胀收缩叠加法，对驱动轮毂灰铸铁件进行了缩孔、缩松预测和工艺改进。铸件的材质为 HT200，轮毂重 30 kg 一件，实际生产采用一箱三件。砂型采用流水线金属型造型，型砂采用潮膜砂。出炉温度为 1 400 ~ 1 450℃，浇注温度为 1 270 ~ 1 340℃，浇注时间 20 ~ 25 s。实际生产中废品率高居不下，造成废品率的最主要原因就是在轮毂热节处

出现缩孔。

原工艺如图6.3-51a所示，在轮毂中部分型，冒口位置如图所示，内浇道开在轮毂中部。采用动态膨胀收缩叠加法，对原工艺的收缩缺陷进行了预测，预测结果如图6.3-51b所示，预测结果表明在轮毂的热节上方处可能出现了缩孔缺陷。比较结果表明，原工艺缩孔的模拟结果与生产中缩孔的产生情况吻合较好。

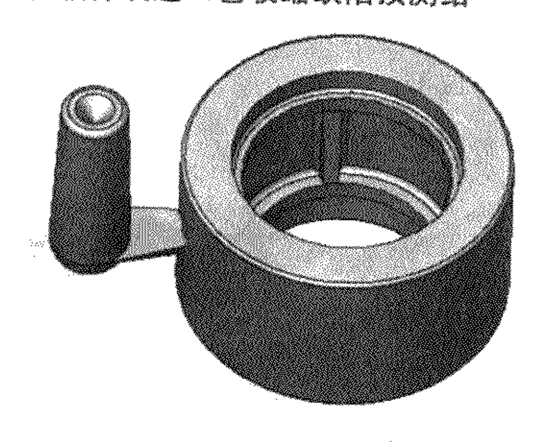
根据对原工艺缩孔的模拟和实际解剖结果，对原工艺进行了改进，如图6.3-52a所示。把轮毂整体都放在下箱，去掉了内浇道，采用压边冒口，在压边冒口对面加气冒口。图6.3-52b显示了工艺改进后的预测结果，在铸件内部没有产生缩孔。模拟结果和实际生产结果相吻合。

对比预测得到的新、老工艺体积变化百分比曲线图6.3-53所示。具体分析可知，原工艺由于补缩通道过早中断，致使铸件热节膨胀不足以完全补缩，因而导致热节上部产生缩孔。而新工艺采用气冒口和压边冒口，把铸件补缩分为两个阶段，并且延长了冒口补缩的时间，使得铸件在前期收缩阶段可获得补缩，而在后期可依靠自身共晶膨胀获得致密的内部组织，不产生缩孔。

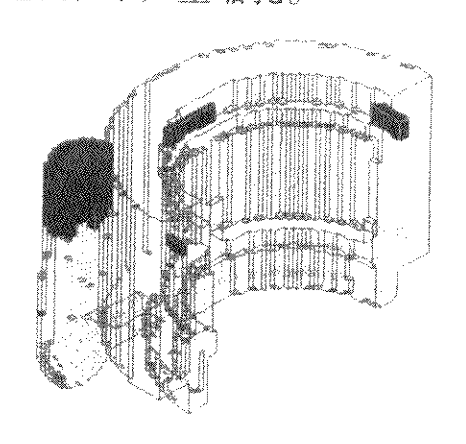


(a) 收缩缺陷预测结果　(b) 预测结果剖切图

图6.3-50　轮毂件改进工艺收缩缺陷预测结

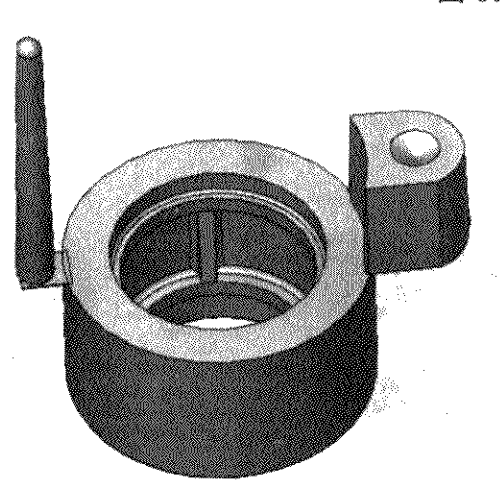


(a) 老工艺冒口位置

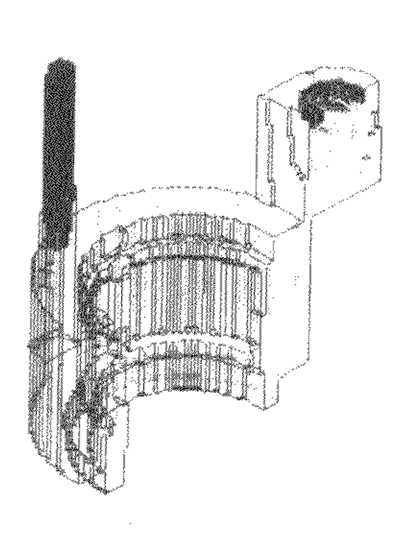


(b) 老工艺缩孔预测结果

图6.3-51　轮毂老工艺方案

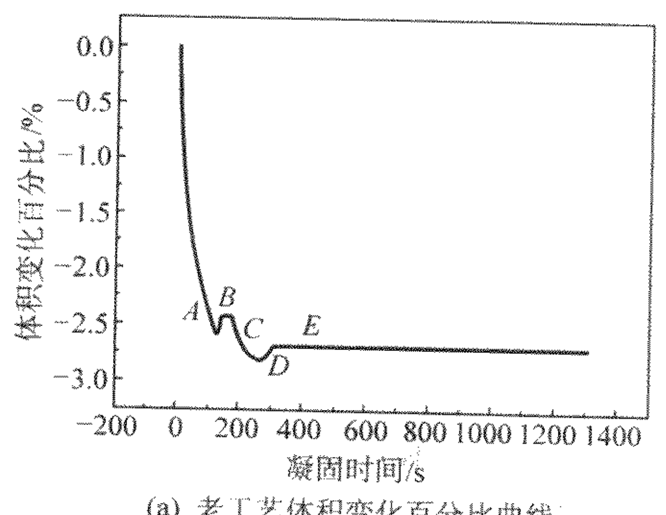


(a) 新工艺冒口位置

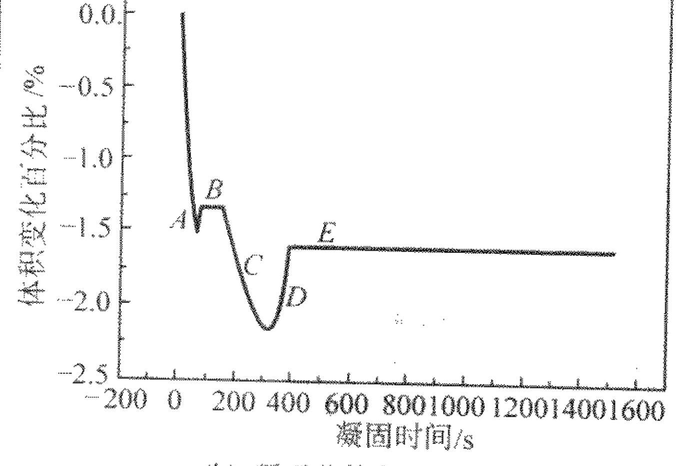


(b) 新工艺缩孔预测结果

图6.3-52　轮毂新工艺方案



(a) 老工艺体积变化百分比曲线



(b) 新工艺体积变化百分比曲线

图6.3-53　新老工艺体积变化百分比曲线图

编写：熊守美（清华大学）

第 4 章　铸造过程的应力场数值模拟

1　概述

在铸造生产中，铸件结构方面的原因及工艺处理不当容易导致热裂或者在局部存在较大的残余应力或残余变形。这是铸钢件尤其大型铸钢件中常见的铸造缺陷，这些缺陷严重影响了铸造质量和使用寿命，给工业生产造成了巨大损失。这两种铸造缺陷都直接和凝固过程中热应力的产生与发展有关。铸件凝固过程中各处冷却不均匀和砂型的阻碍作用，造成了热应力和变形。对铸件凝固过程进行应力数值模拟可以更好地了解铸件凝固过程中应力和变形的动态变化，在此基础上研究和预测热裂，并且对铸件进行残余应力和残余变形分析，进行尺寸精度控制，为实际生产提供科学指导。因此铸件凝固过程热应力数值模拟具有十分重要的意义。铸件热应力分析包括固液两相区和凝固以后两个阶段，进行固液两相区的热应力数值模拟可以在此基础上预测热裂的发生；对凝固以后阶段进行热应力数值模拟可以预测残余应力和残余变形。

凝固过程数值模拟中温度场数值模拟算法已经基本成熟，这使热应力数值模拟成为可能。热应力场数值模拟涉及凝固过程复杂的传热分析，包括与凝固和收缩有关的界面传热。此外，还涉及随温度、应力和组织变化的塑性蠕变、铸件/铸型之间的相互作用、液体静水压力、流体流动和热裂形成等因素。凝固过程热应力数值模拟是当前宏观模拟的热点和难点之一，还基本上处于研究阶段。

早在 20 世纪 60 年代科学工作者就开始采用解析的方法对铸锭凝固壳进行应力模拟。随后铸造工作者在这一领域开展了大量的数值模拟研究，尤其是近十几年随着热分析的逐步成熟，凝固过程热应力数值模拟得到了快速发展。

已有的凝固过程热应力模拟主要针对铸件残余应力和残余变形的分析，经历了由自己开发程序、采用已有通用有限元应力分析软件、铸件凝固模拟专业软件三个阶段。国内的研究还基本上处于第二阶段。国内外开始的研究一般采用自行开发有限元应力分析程序主要处理连铸、半连铸及铸锭等能够简化为一维或二维的问题，软件功能较弱，并缺少完善的前后处理，因此应力分析受到很大限制。国内大连理工大学较早地开始进行铸件或连铸坯的应力数值模拟，如对轧辊、连铸坯、气轮机缸体等的二维热应力分析。后来出现了一些大型通用工程有限元分析软件如 ANSYS、ABQUS、ADINA、IDEAS 等，这些商品化应力分析软件提供了热弹塑性模型等多种材料力学模型，并且具有强大的前后处理功能，可以进行的凝固过程应力数值模拟。这为铸件热应力模拟研究提供了便利条件，很多研究采用这些软件进行铸件的三维应力分析，如采用 ABQUS 软件对传动壳铸钢件、624 钢带凹槽圆筒件的热应力分析，采用 ADINA&ANDINAT 对中空轴铸钢件的应力场和热裂数值模拟。这些分析针对某一具体铸件或试件，没有形成完善的铸件热分析软件系统。

但是，这些通用有限元分析软件没有专门针对铸件凝固过程中的传热模型和应力应变本构关系模型，缺少准固相区的应力应变的本构关系模型，因此要实现铸件凝固过程应力数值模拟，尤其是准固相区的应力数值模拟，还需要在这些有限元软件上进行二次开发，加入适合铸造过程应力模拟的力学本构模型或边界条件处理等。

近几年来国外开发了一些专门用于铸件凝固过程数值模拟的软件，其中部分软件具有应力分析功能，将热分析和应力分析结合起来，如 MagmaSOFT、ProCAST、Casts、Physica、TherCast 等。

应力分析从研究对象可以分为：铸件应力分析、铸型应力分析（尤其是压铸）；从材质的变化状态分为固液两相区应力分析和凝固以后阶段分析。处理的难点有边界约束条件的处理、应力分析结果的分析、材料力学本构模型的确定等。

2　有限元法基础

应力分析中广泛采用有限元法，因此这里简要介绍一下有限元法。

有限元的数学基础是变分法。变分法是研究泛函极值问题的一种方法，泛函中的变量是由函数的选取所确定，因此泛函是函数的函数。这里对函数的要求是连续函数。在实际的工程技术问题中，有时直接对微分方程的边值问题求解十分困难，但从变分原理可知，微分方程的边值问题的解等价于相应泛函极值的解，因此将微分方程的边值问题转化为泛函的变分问题反而容易。泛函一般以积分形式表达，而能量一般也以积分形式的泛函表达，因此变分法在此也可称为能量法。19 世纪 Ritz 提出了直接从求解泛函的极值问题出发，把泛函的极值问题转化为函数的极值问题，最终以解线性代数方程组求得近似解。这种方法称为变分问题的直接法。有限元法是变分问题直接法中的一种有效方法，它利用离散化的概念直接对研究的问题进行离散化处理，省略了有限差分法中需建立微分方程的中间环节，并使有限元法在利用变分原理时，只要假定求解函数的分段连续就可以了，降低了变分法中函数整体连续的要求，并把数值解与解析解结合起来了。以整体而言，有限元法是数值解，分段而言，它又是解析解。

有限元法分析计算的思路和做法可归纳如下。

（1）物体离散化

将某个工程结构离散为由各种单元组成的计算模型，这一步称作单元剖分。离散后单元与单元利用单元的节点相互连接起来；单元节点的设置、性质、数目等应视问题的性质，描述变形形态的需要和计算精度而定（一般情况单元划分越细则描述变形情况越精确，即越接近实际变形，但计算量越大）。

（2）单元特性分析

进行单元特性分析就是建立单元的平衡表达式，得到其中的单元特性矩阵和特性列阵。

（3）单元组集

利用结构力的平衡条件和边界条件把各个单元按原来的结构重新连接起来，形成整体的平衡方程式，得到整体特性矩阵和特性列阵。

（4）求解未知场量

解平衡方程式得出未知场量的值。这里，可以根据方程组的具体特点来选择合适的计算方法。

由此，可以看出，有限单元法的基本思想是“一分一合”，分是为了就进行单元分析，合则为了对整体结构进行综合分析。

2.1　连续介质的离散

与有限差分法相比，在有限元方法中对于连续介质的离散采用不规则单元。单元的几何形状是单元最基本的要素。

一维情形，单元是线元；二维情形，有三角形、矩形、四边形等单元；三维情形有四面体、五面体、三棱柱体和六面体等单元。单元的几何形状除了由直线、平面形成之外，也可以由曲线和曲面形成，这就是所谓的曲单元，如曲线元、曲三角形、曲六面体等。二维三角形单元和四面体单元和六面体单元等被广泛采用，这些单元形状简单，随意性强，适应区域形状能力强。

单元的另一要素是节点个数和节点类型。单元节点可以分布在单元内部，为内节点，也可以分布在单元边界上，称为外节点。节点在单元中往往占据一些特殊位置，这对构造形函数是有利的。例如对于一维线单元的两个端点或中点，二维三角形单元的三个顶点、三边中点、形心等等都可以作为节点。一般在精度要求不高的情况下，常采用节点在单元顶点的单元，如二维三角形单元，其具有三个顶点，因此具有三个节点；六面体单元，具有8个顶点，也就是8个节点。在精度要求较高的情况下，除去顶点外，还在边的中点、面的中点、形心定义节点。如20节点六面体单元，顶点8个节点，12条边的中点定义12个节点，共20个节点。21点六面体单元，还定义单元的形心为1个节点，因此共21个节点。节点越多，形函数也越复杂，求解也越复杂，计算量越大。一般计算中采用的单元的每个节点的形函数只有一个，这种节点叫 Lagrange 型节点。

2.2　形函数

在插值中插值公式可以写为和自变量有关的节点的系数与因变量值的积再求和。而形函数是插值公式中的一系列系数，由于其和单元的形状、节点配置区间大小和插值方式有关，即和节点的自变量有关，而和节点的因变量无关，因此统称其为形状函数或形状因子，简称形函数。

插值函数的一般形式为

$$f = \sum_{i=1}^{n} N_i(x) f_i \tag{6.4-1}$$

式中，f 为因变量；x 为自变量；$N_i(x)$ 为形函数。

形函数的特点：

1) 形函数满足在节点 i 处，$N_i(x)=1$，在除 i 外的其他节点，$N_i(x)=0$。即保证了在某一节点上的插值结果为该节点的值，本节点的贡献为100%，而其他节点的贡献为0。也就是插值函数必然经过所有的插值点。

2) 一个单元内所有插值函数的和为1，即 $\sum_{i=1}^{n} N_i(x) = 1$，即单元内任意一点的值是且只是全部节点的贡献。

2.3　等参单元的形函数

对于任意形状的单元，如不规则的四边形，或不是长方体或立方体的任意六面体，传统的位移和坐标的关系在相邻的边或面上将产生不连续，那么如何解决？这就是坐标变换，由此引出了等参单元的概念。如图6.4-1所示在任意的四边形单元上，连接对边中点的线，分别称为 η 和 ξ 轴，其交点为原点，并令四边上的 η 和 ξ 取值分别为 ±1，就得到一种新的坐标系，称之为该单元的局部坐标系，或自然坐标系。将局部坐标系改为直角坐标系，则单元变成图6.4-1所示的正方形单元。通常称局部坐标的正方形单元为母单元或基本单元，称整体坐标的任意四边形单元为子单元或实际单元。

采用插值函数将自然坐标对应到整体坐标上。设整体坐标 x，y，z 都是 ξ 和 η 的双线性函数，具有如下插值多项式：

$$\begin{cases} x(\xi,\eta) = a_1 + a_2\xi + a_3\eta + a_4\xi\eta \\ y(\xi,\eta) = a_1 + a_2\xi + a_3\eta + a_4\xi\eta \\ z(\xi,\eta) = a_1 + a_2\xi + a_3\eta + a_4\xi\eta \end{cases} \tag{6.4-2}$$

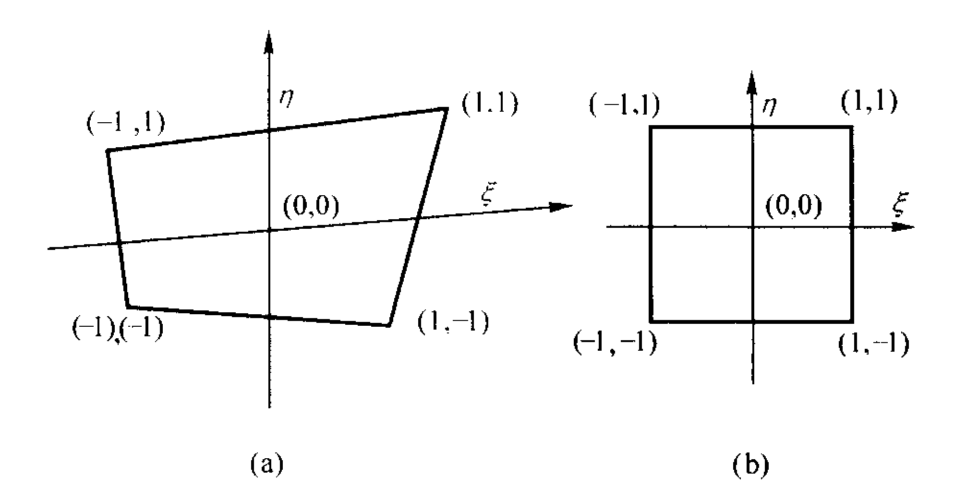


图6.4-1　等参单元

经过计算可以得到单元内任意一点的整体坐标为

$$x = \sum_{i=1}^{8} N_i x_i \tag{6.4-3}$$

$$y = \sum_{i=1}^{8} N_i y_i \tag{6.4-4}$$

$$z = \sum_{i=1}^{8} N_i z_i \tag{6.4-5}$$

式中，(x_i，y_i，z_i) 为单元中第 i 个节点的整体坐标值；N_i 为形函数，它是自然坐标的函数，表示为

$$N_i = \frac{1}{4}(1+\xi_i\xi)(1+\eta_i\eta)(i=1,\cdots,4) \tag{6.4-6}$$

式中，ξ，η 为局部坐标，ξ_i，η_i 为单元节点的局部坐标分量。

对于不同单元或同一形状，不同节点数的单元其形函数不相同。

式(6.4-3)～式(6.4-5)满足几何相容条件，即由母单元畸变而得到的各实际单元之间无缝隙，无重叠，这样能适应连续体复杂的边界形状。因此借用坐标变换的形函数来构造如位移等物理量的插值函数也是可行的。

$$f = \sum_{i=1}^{4} N f_i \tag{6.4-7}$$

单元中物理量插值函数与坐标变换方式都采用相同的形函数，因此该种单元被称为等参单元。在等参单元中采用两种坐标系，一种是反映单元形状和位置的整体坐标，一种是设置在单元上的自然坐标，自然坐标是无量纲的。实际的不规则形状单元可以看做是由规则形状的母单元"畸变"而来，单元的顶点坐标为单位值 ±1。

有限元法计算同有限差分法一样首先要对计算域进行离散，但有限元法的一个重要特点就是离散的单元形态的多样性，而等参类单元实用性较强，极大地提高了有限元分析的精度和效率。和简单单元相比，既减少了单元数目又提高了计算精度，同时简化了模型（区域）的离散和数据准备工作。

对于六面体8节点等参单元上任意一点的物理量插值和 x，y，z 坐标变换都可以采用形函数。其插值函数为

$$f = \sum_{i=1}^{8} N f_i \tag{6.4-8}$$

式中，f 为物理量或 x，y，z 坐标；形函数 N_i 为

$$N_i = \frac{1}{8}(1+\xi_i\xi)(1+\eta_i\eta)(1+\zeta_i\zeta)(i=1,\cdots,8) \tag{6.4-9}$$

由于形函数是局部坐标的函数，与整体坐标的关系就是坐标变换式，因此可以求出形函数对整体坐标的偏导数，进行运算后得

$$\begin{Bmatrix} \frac{\partial N_i}{\partial x} \\ \frac{\partial N_i}{\partial y} \\ \frac{\partial N_i}{\partial z} \end{Bmatrix} = [J]^{-1} \begin{Bmatrix} \frac{\partial N_i}{\partial \xi} \\ \frac{\partial N_i}{\partial \eta} \\ \frac{\partial N_i}{\partial \zeta} \end{Bmatrix} \tag{6.4-10}$$

$$[J] = \begin{bmatrix} \frac{\partial x}{\partial \xi} & \frac{\partial y}{\partial \xi} & \frac{\partial z}{\partial \xi} \\ \frac{\partial x}{\partial \eta} & \frac{\partial y}{\partial \eta} & \frac{\partial z}{\partial \eta} \\ \frac{\partial x}{\partial \zeta} & \frac{\partial y}{\partial \zeta} & \frac{\partial z}{\partial \zeta} \end{bmatrix}_{3\times3} \tag{6.4-11}$$

称为 Jacobi 矩阵，该矩阵的计算公式为

$$[J] = \begin{bmatrix} \sum_{i=1}^{8} \frac{\partial N_i}{\partial \xi} x_i & \sum_{i=1}^{8} \frac{\partial N_i}{\partial \xi} y_i & \sum_{i=1}^{8} \frac{\partial N_i}{\partial \xi} z_i \\ \sum_{i=1}^{8} \frac{\partial N_i}{\partial \eta} x_i & \sum_{i=1}^{8} \frac{\partial N_i}{\partial \eta} y_i & \sum_{i=1}^{8} \frac{\partial N_i}{\partial \eta} z_i \\ \sum_{i=1}^{8} \frac{\partial N_i}{\partial \zeta} x_i & \sum_{i=1}^{8} \frac{\partial N_i}{\partial \zeta} y_i & \sum_{i=1}^{8} \frac{\partial N_i}{\partial \zeta} z_i \end{bmatrix}$$

$$= \begin{bmatrix} \frac{\partial N_1}{\partial \xi} & \frac{\partial N_2}{\partial \xi} & \cdots \frac{\partial N_8}{\partial \xi} \\ \frac{\partial N_1}{\partial \eta} & \frac{\partial N_2}{\partial \eta} & \cdots \frac{\partial N_8}{\partial \eta} \\ \frac{\partial N_1}{\partial \zeta} & \frac{\partial N_2}{\partial \zeta} & \cdots \frac{\partial N_8}{\partial \zeta} \end{bmatrix}_{3\times8} \begin{bmatrix} x_1 & y_1 & z_1 \\ x_2 & y_2 & z_2 \\ \vdots & \vdots & \vdots \\ \vdots & \vdots & \vdots \\ \vdots & \vdots & \vdots \\ x_8 & y_8 & z_8 \end{bmatrix}_{8\times3} \tag{6.4-12}$$

式中，形函数对局部坐标的偏导数为

$$\frac{\partial N_i}{\partial \xi} = \frac{1}{8}\xi_i(1+\eta_i\eta)(1+\zeta_i\zeta) \tag{6.4-13}$$

$$\frac{\partial N_i}{\partial \eta} = \frac{1}{8}\eta_i(1+\xi_i\xi)(1+\zeta_i\zeta) \tag{6.4-14}$$

$$\frac{\partial N_i}{\partial \zeta} = \frac{1}{8}\zeta_i(1+\xi_i\xi)(1+\eta_i\eta) \tag{6.4-15}$$

2.4 高斯数值积分

在有限元法计算中涉及到积分问题。由于被积函数十分复杂，一般得不到这些积分的显式表达式，所以必须借助数值积分才能求解，其中高斯积分法简单而且具有较高的精度。考虑一维积分 $\int_{-1}^{1} f(\xi)\mathrm{d}\xi$，如何通过 $f(\xi)$ 的已知 n 个数值对此式进行数值计算才能得到最高的精度呢？高斯发现在积分区间内取点时，不应该等距离选取，而应该按照对称于该区间中点的原则选取。因此

$$\int_{-1}^{1} f(\xi)\mathrm{d}\xi = \sum_{k=1}^{n} f(\xi_k)H_k \tag{6.4-16}$$

式中，ξ_k 和 H_k 分别为积分点坐标和加权系数，其具体取值见表 6.4-1。

高斯积分就是利用函数在单元内高斯点上的值乘以求积系数的和来代替实际积分。

表 6.4-1　高斯点的坐标和加权系数

n	高斯点的坐标 ξ_k	加权系数 H_k
1	0.000 000 000 0	2.000 000 000 0
2	± 0.577 350 269 2	1.000 000 000 0
3	± 0.774 596 669 2 0.000 000 000 0	0.555 555 555 6 0.888 888 888 9

续表 6.4-1

n	高斯点的坐标 ξ_k	加权系数 H_k
4	± 0.861 136 311 6 ± 0.339 981 043 6	0.347 854 845 1 0.652 145 154 9
5	± 0.906 179 845 9 ± 0.538 469 310 1 0 .000 000 000 0	0.236 926 885 1 0.478 628 670 5 0.568 888 888 9

在实际计算中，为了保证计算精度并又不过分增加计算量，通常高斯积分中的积分点数可根据等参单元的节点数，按表 6.4-2 选取。

表 6.4-2　高斯点数目的选取

维数	节点数	积分点数
二维	4 节点	2
	8 节点	3
三维	8 节点	2
	20 节点	3

对于三维类型的积分 $\int_{-1}^{1}\int_{-1}^{1}\int_{-1}^{1} f(\xi,\eta,\zeta)\mathrm{d}\xi\mathrm{d}\eta\mathrm{d}\zeta$，由高斯积分求解上式得

$$\int_{-1}^{1}\int_{-1}^{1}\int_{-1}^{1} f(\xi,\eta,\zeta)\mathrm{d}\xi\mathrm{d}\eta\mathrm{d}\zeta = \sum_{i}^{n}\sum_{j}^{n}\sum_{k}^{n} H_iH_jH_kf(\xi_i,\eta_j,\zeta_k) \tag{6.4-17}$$

式中，n 为各维高斯积分方向上积分点的个数。(ξ_i，η_i，ζ_i) 为取样点的坐标，H_i，H_j，H_k 为求积系数。对于六面体 8 节点单元一般采用 2 × 2 × 2 = 8 个高斯点，相当于一维中的两个节点情况，即每个方向上的坐标有两个可用值，在三维下共构成 8 组值。因此高斯点的坐标值为 ± 0.577 350 269 2的组合，8 个高斯点的求积系数都为 1。所取高斯点的个数不同，其坐标值不同，求积系数也不同。六面体 8 节点等参单元的节点编号及对应高斯点的分布如图 6.4-2 所示。图中：I、J、K、L、M、N、O、P 为单元节点，1、2、3、4、5、6、7、8 为对应的高斯点。

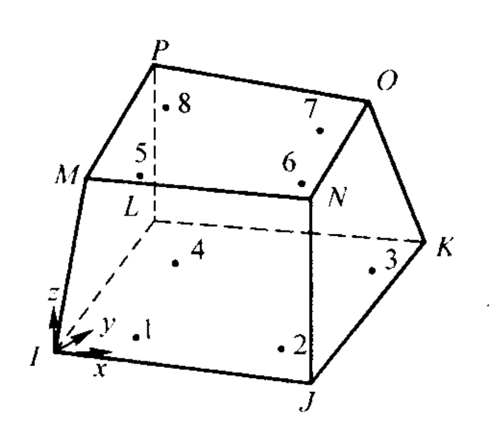


图 6.4-2　六面体 8 节点等参单元中高斯点的分布

如对 20 节点六面体单元，一般采用 3 × 3 × 3 = 27 个高斯点，相当于一维下 3 节点情况，高斯点的坐标值为：± 0.774 596 669 2 和 0 三个值。

2.5 整体集成与求解

进行单元特性分析建立单元特性矩阵和单元特性列阵，

然后组装成整体特性矩阵和列阵，建立整体方程组。单元特性矩阵和特性列阵可以用直接法、变分法和加权余量法进行推导。直接法适用于简单的单元形式。变分法在有限元中应用很广。变分法就是求泛函的极值，通过泛函取极值时，其导数为零建立平衡方程，从而进行求解。对于多数工程问题均能找到其泛函，就可以利用变分法推导单元特性矩阵和列阵。加权余量法直接从微分方程出发，使有限法的应用更加广泛。这里介绍一下变分法。

简单地说，泛函是函数的函数。对一般的工程问题，设与微分方程相对应的泛函为

$$I = \iiint_V F\left[\{\Phi\}, \frac{\partial}{\partial x}\{\Phi\}\cdots\right] \mathrm{d}V + \iint_S g\left[\{\Phi\}, \frac{\partial}{\partial x}\{\Phi\}, \cdots\right] \mathrm{d}S \tag{6.4-18}$$

一般说来，场变量是向量，如位移量，用列阵 $\{\Phi\}$ 表示。式（6.4-18）中，泛函 I 是函数 F 和 g 的函数，而 F 和 g 又是 $\{\Phi\}$ 的函数。首先将整个区域 V 分割成许多小的单位，在每个单元上假设一个适当的场变量 $\{\Phi\}$

$$\{\Phi\} = [N]\{\Phi^{(e)}\} \tag{6.4-19}$$

式中：$[N]$ 为形函数矩阵，它是坐标的函数；$\{\Phi^{(e)}\}$ 表示 $\{\Phi\}$ 在节点处的值。在每个单元上，泛函可表示成

$$I^{(e)} = \iiint_{V^{(e)}} F\left[\{\Phi\}, \frac{\partial}{\partial x}\{\Phi\}, \cdots\right] \mathrm{d}V + \iint_{S^{(e)}} g\left[\{\Phi\}, \frac{\partial}{\partial x}\{\Phi\}, \cdots\right] \mathrm{d}S \tag{6.4-20}$$

根据泛函取极值时其导数为0的条件

$$\frac{\partial I^{(e)}}{\partial \Phi^{(e)}} = \{0\} \tag{6.4-21}$$

将公式（6.4-20）代入上式，则可得单元方程为

$$[K^{(e)}]\{\Phi^{(e)}\} = \{R^{(e)}\} \tag{6.4-22}$$

式中，$[K^{(e)}]$ 为单元特性矩阵；$\{R^{(e)}\}$ 为单元特性列阵。

将各个单元方程组装起来就得到了整体方程组

$$[K]\{\Phi\} = \{R\} \tag{6.4-23}$$

式中，$[K]$ 为整体特性矩阵；$\{R\}$ 为整体特性列阵。在求应力时它们分别为整体刚度阵和载荷矩阵。

因此求解问题就化为求线性方程组的解。

3 热弹塑性模型及其有限元算法

凝固过程经过液态、固液两相共存区和固态三个阶段，材料的热物性能和力学性能变化都很大，而且同一时刻可能三个区域共存，因此凝固模拟涉及的应力应变本构关系非常复杂。由于固液两相区和固相区的力学行为差别很大，因此铸件凝固过程热应力数值模拟也大致分为固液两相区的模拟和凝固以后阶段的模拟两部分。目前凝固过程应力数值模拟的研究主要集中在凝固以后阶段，而在固液两相区的应力数值模拟方面的研究工作较少。

应力模拟中涉及材料非线性。材料非线性是指屈服后应力状态不仅和应变状态有关，而且和整个应变过程有关，材料的应力和应变不再符合线性规律，同时，材料的力学性能还是温度的函数。由于铸件凝固过程中产生的变形为小变形，因此可以忽略几何非线性。

目前，铸造应力计算的力学模型主要有热弹性模型、热粘弹性模型、热弹塑性模型和热弹黏塑性模型、Heyn 模型、Perzyna 模型、统一内状态变量模型等。Heyn 模型认为材料存在一个临界温度 T^{cr}，当温度高于 T^{cr} 时材料表现为完全塑性，且其屈服强度与硬化模量均为 0，故不产生应力，当温度低于 T^{r} 时，材料为弹性，且弹性模量为温度的函数。Perzyna 模型又称弹黏塑性模型或过应力模型，是针对高应变速率而引入的一种本构理论，它认为材料屈服前表现为弹性，当材料屈服后，则表现为黏塑性。统一内状态变量模型认为高温状态下黏性、蠕变与塑性变形是无法从物理本质上严格区分的，故采用变形非线性应变来表示塑性与黏性应变之和，非线性应变速率是应力、温度、内状态变量的函数。该模型可较好地模拟铝和钢在较大温度与变形速率范围内的应力应变关系，更适应于模拟变形速率较小的砂型铸造工艺。

一般最常用的模型是热弹塑性模型，在该模型中材料的非线性问题一般处理成双线性模型，即将应力-应变曲线简化为双线性，弹性阶段和塑性阶段都为线性。该本构理论模型不直接计入粘性效应，它认为材料屈服前为弹性，屈服后则为塑性，弹性模量与屈服应力是温度的函数，且当材料接近熔点时，弹性模量与屈服应力均变为 0。

3.1 弹性力学基本方程

Hooke 体的应力和应变符合：

$$\{\sigma\} = [D]_e\{\varepsilon_e\} \tag{6.4-24}$$

式中：$\{\varepsilon_e\}$ 为弹性应变；$[D]_e$ 为弹性模量矩阵，$[D]_e$ 可以表示为

$$[D]_e = \frac{E(1-\nu)}{(1+\nu)(1-2\nu)} \begin{bmatrix} 1 & \frac{\nu}{1-\nu} & \frac{\nu}{1-\nu} & 0 & 0 & 0 \\ & 1 & \frac{\nu}{1-\nu} & 0 & 0 & 0 \\ & & 1 & 0 & 0 & 0 \\ & & & \frac{1-2\nu}{2(1-\nu)} & 0 & 0 \\ & \text{SYM} & & & \frac{1-2\nu}{2(1-\nu)} & 0 \\ & & & & & \frac{1-2\nu}{2(1-\nu)} \end{bmatrix} \tag{6.4-25}$$

式中，E 为弹性模量；ν 为泊松比。

应变 $\{\varepsilon\}$ 和位移之间的关系为

$$\{\varepsilon\} = [B]\{\delta\} \tag{6.4-26}$$

式中，$\{\delta\}$ 为节点位移列阵，$[B]$ 为应变—位移矩阵，表示为

$$[B] = \begin{bmatrix} \frac{\partial}{\partial x} & 0 & 0 \\ 0 & \frac{\partial}{\partial y} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{\partial}{\partial z} \\ \frac{\partial}{\partial y} & \frac{\partial}{\partial x} & 0 \\ 0 & \frac{\partial}{\partial z} & \frac{\partial}{\partial y} \\ \frac{\partial}{\partial z} & 0 & \frac{\partial}{\partial x} \end{bmatrix} \tag{6.4-27}$$

所以应力 $\{\sigma\}$ 和位移 $\{\delta\}$ 的关系为

$$\{\sigma\} = [D]^{\mathrm{T}}[B]\{\delta\} \tag{6.4-28}$$

等效应力 $\bar{\sigma}$ 为

$$\bar{\sigma} = \frac{\sqrt{2}}{2}\sqrt{(\sigma_1-\sigma_2)^2 + (\sigma_2-\sigma_3)^2 + (\sigma_3-\sigma_1)^2} \tag{6.4-29}$$

或

$$\bar{\sigma} = \frac{\sqrt{2}}{2} \times$$

$$\sqrt{(\sigma_{xx}-\sigma_{yy})^2+(\sigma_{yy}-\sigma_{zz})^2+(\sigma_{zz}-\sigma_{xx})^2+6(\sigma_{xy}^2+\sigma_{yz}^2+\sigma_{zx}^2)} \tag{6.4-30}$$

式中，σ_1，σ_2，σ_3 为三个主应力；σ_{xx}，σ_{yy}，σ_{zz} 为 xyz 方向上的正应力；σ_{xy}，σ_{yz}，σ_{zx} 为剪切应力。

等效应变为

$$\bar{\varepsilon}=\frac{\sqrt{2}}{3}\sqrt{(\varepsilon_1-\varepsilon_2)^2+(\varepsilon_2-\varepsilon_3)^2+(\varepsilon_3-\varepsilon_1)^2} \tag{6.4-31}$$

或

$$\bar{\varepsilon}=\frac{1}{\sqrt{2}\ (1+\nu)}\sqrt{(\varepsilon_{xx}-\varepsilon_{yy})^2+(\varepsilon_{yy}-\varepsilon_{zz})^2+(\varepsilon_{zz}-\varepsilon_{xx})^2+\frac{3}{2}\ (\varepsilon_{xy}^2+\varepsilon_{yz}^2+\varepsilon_{zx}^2)} \tag{6.4-32}$$

式中，ε_1，ε_2，ε_3 为三个主应变；而 ε_{xx}，ε_{yy}，ε_{zz} 为 xyz 方向上的正应变；ε_{xy}，ε_{yz}，ε_{zx} 为剪切应变。

3.2 热弹塑性模型本构方程

热弹塑性模型中塑性的处理比较复杂，以下给出了热弹塑性模型中塑性的计算方法。塑性应力应变关系理论主要分为形变理论（全量理论）和流动理论（增量理论）。这里讨论增量理论。

3.2.1 热弹塑性应力应变基本关系

在热弹塑性模型中总应变包括弹性应变、塑性应变和热应变：

$$\{d\varepsilon\}=\{d\varepsilon_e\}+\{d\varepsilon_p\}+\{d\varepsilon_{th}\} \tag{6.4-33}$$

热应变增量为

$$\{d\varepsilon_T\}=\left(\{\alpha\}dT+(T-T_0)\frac{\partial\{\alpha\}}{\partial T}+\frac{\partial[D]_e^{-1}}{\partial T}\{\sigma\}\right) \tag{6.4-34}$$

式中，T_0 是初始温度；T 是瞬时温度；α 是热膨胀系数。

对于弹性模型应力和应变增量可以表示为

$$\{d\sigma\}=[D]_e\{d\varepsilon_e\}=[D]_e(\{d\varepsilon\}-\{d\varepsilon_T\}) \tag{6.4-35}$$

要进行应力分析热弹塑性模型就要求写成如下形式：

$$\{d\sigma\}=[D]_{ep}(\{d\varepsilon\}-\{d\varepsilon_T\}) \tag{6.4-36}$$

式中，$[D]_{ep}$ 为热弹塑性模型的弹塑性矩阵。因此对于热弹塑性模型如何求出 $[D]_{ep}$ 是关键。

3.2.2 $[D]_{ep}$ 求解

$[D]_{ep}$ 求解涉及到材料的屈服、应变强化和流动准则。屈服条件、流动法则和硬化法则的特定组合描述惟一的塑性行为。

（1）屈服

是否发生屈服是进入塑性阶段的标志。一般有 Von Mises 和 Tresca 两种屈服准则，其中前者较为常用。它是从能量的角度导出金属塑性变形的准则条件，所以也叫做形变能条件。它的物理意义是：金属如要过渡到塑性状态，物体单位体积内的应变能必须积聚到一定的数值，这一数值与应力状态无关，只与材料有关。在 Von Mises 屈服准则中当等效应力大于屈服应力时，即发生屈服。在三维状态下屈服值不是单个值，而是一个空间曲面，该曲面由屈服条件方程描述。

（2）硬化

一般铸件材质发生屈服后具有硬化现象，即屈服面并不是不变的而是大小、形状和位置都随加载历史变化。硬化法则有各向同性硬化法则，运动硬化法则和混合硬化法则。其内容如下。

1）各向同性硬化法则　此法则规定在进入塑性变形以后，屈服面在所有方向的扩展是相同的，而其形状、中心及其在应力空间的方位均保持不变。

2）运动硬化法则　此法则规定在进入塑性变形以后，屈服面在应力空间作一刚体移动，其形状、大小及方位均保持不变。它揭示了由于拉伸屈服强度增加，而使压缩屈服强度相应减少，这称作 Bauschinger 效应。

3）混合硬化法则　由 Hodge 提出的混合硬化法则，同时考虑各向同性硬化和运动硬化两种法则，但在金属材料有限元分析中不常用。

一般采用各向同性硬化强化，即屈服面在塑性变形中均匀扩大。而塑性应变的大小由流动准则决定。通过采用屈服、强化和流动准则就可以求出弹塑性矩阵 $[D]_{ep}$。

硬化法则确定了塑性变形时材料屈服表面怎样变化。一般加载函数采用以下形式：

$$F(\sigma_{ij},\varepsilon_{ij}^{p},k)=0 \tag{6.4-37}$$

式中，k 是硬化参数，它依赖于变形的历史。现实的塑性应变 ε_{ij}^{p} 不一定显式地出现在加载函数中，它可能通过 k 隐式地包含在 F 中。

4）流动准则　该法则规定了塑性应变增量的分量和应力分量以及应力增量分量间的关系，预测应变将发生的方向。一旦满足屈服条件，流动法则确定塑性应变的方向和大小。

塑性应变增量的大小和方向由流动准则确定，

$$\{d\varepsilon_p\}=d\lambda\left\{\frac{\partial Q}{\partial\sigma}\right\}=d\bar{\varepsilon}_p\frac{\partial\bar{\sigma}}{\partial\{\sigma\}} \tag{6.4-38}$$

式中，$d\lambda$ 为系数；Q 为塑性势，它是应力的函数。

求解 $\{d\varepsilon_p\}$ 和 $\{d\sigma\}$ 的关系，从而导出类似公式（6.4-35）的形式。

硬化法则决定塑性阶段屈服面的移动。因此

$$F(\{\sigma\},\kappa,\{\alpha\})=\bar{\sigma}-\sigma_s-k=0 \tag{6.4-39}$$

式中，κ、$\{\alpha\}$ 是内部变量，分别为塑性功和塑性屈服面的移动。塑性功 κ 是加载历史所做塑性功的总合，屈服面的移动 $\{\alpha\}$ 也和加载历史有关，

$$\kappa=\int\{\sigma\}^{T}\{d\varepsilon_p\}=H(\int d\bar{\varepsilon}_p) \tag{6.4-40}$$

式中，H 为材料参数硬化模量。

将式（6.4-39）离散，得

$$dF=\frac{\partial\bar{\sigma}}{\partial\{\sigma\}}\{d\sigma\}-H'd\bar{\varepsilon}_p=0 \tag{6.4-41}$$

所以，

$$\frac{\partial\bar{\sigma}}{\partial\{\sigma\}}\{d\sigma\}=H'd\bar{\varepsilon}_p \tag{6.4-42}$$

$$d\bar{\varepsilon}_p=\frac{1}{H'}\frac{\partial\bar{\sigma}}{\partial\{\sigma\}}\{d\sigma\} \tag{6.4-43}$$

$$\{d\varepsilon_p\}=d\bar{\varepsilon}_p\frac{\partial\bar{\sigma}}{\partial\{\sigma\}}=\frac{1}{H'}\left[\frac{\partial\bar{\sigma}}{\partial\{\sigma\}}\right]^{T}\{d\sigma\}\frac{\partial\bar{\sigma}}{\partial\{\sigma\}} \tag{6.4-44}$$

$$\{d\sigma\}=[D]_e\left[\{d\varepsilon\}-\{d\varepsilon_T\}-\frac{1}{H'}\left[\frac{\partial\bar{\sigma}}{\partial\{\sigma\}}\right]^{T}\{d\sigma\}\frac{\partial\bar{\sigma}}{\partial\{\sigma\}})\right] \tag{6.4-45}$$

将上式整理得

$$\begin{aligned}\{d\sigma\}&=\left[[D]_e-\frac{[D]_e\frac{\partial\bar{\sigma}}{\partial\{\sigma\}}\left[\frac{\partial\bar{\sigma}}{\partial\{\sigma\}}\right]^{T}[D]_e}{H'+\left[\frac{\partial\bar{\sigma}}{\partial\{\sigma\}}\right]^{T}[D]_e\frac{\partial\bar{\sigma}}{\partial\{\sigma\}}}\right](\{d\varepsilon\}-\{d\varepsilon_{th}\})\\&=[D]_{ep}(\{d\varepsilon\}-\{d\varepsilon_T\})\end{aligned} \tag{6.4-46}$$

定义弹塑性模量为

$$[D]_{ep}=[D]_e+[D]_p=\left[[D]_e-\frac{[D]_e\frac{\partial\bar{\sigma}}{\partial\{\sigma\}}\left[\frac{\partial\bar{\sigma}}{\partial\{\sigma\}}\right]^T[D]_e}{H'+\left[\frac{\partial\bar{\sigma}}{\partial\{\sigma\}}\right]^T[D]_e\frac{\partial\bar{\sigma}}{\partial\{\sigma\}}}\right] \tag{6.4-47}$$

式中，$[D]_p$ 为塑性模量，表达式为

$$[D]_p=\frac{[D]_e\frac{\partial\bar{\sigma}}{\partial\{\sigma\}}\left[\frac{\partial\bar{\sigma}}{\partial\{\sigma\}}\right]^T[D]_e}{H'+\left[\frac{\partial\bar{\sigma}}{\partial\{\sigma\}}\right]^T[D]_e\frac{\partial\bar{\sigma}}{\partial\{\sigma\}}} \tag{6.4-48}$$

考虑到 $\sigma'_{ii}=0$，因此有

$$[D]_e\frac{\partial\bar{\sigma}}{\partial\{\sigma\}}=[D]_e\frac{3}{2\bar{\sigma}}[\sigma'_{xx}\quad\sigma'_{yy}\quad\sigma'_{zz}\quad 2\sigma_{xy}\quad 2\sigma_{yz}\quad 2\sigma_{zx}]$$
$$=\frac{3G}{2\bar{\sigma}}[\sigma'_{xx}\quad\sigma'_{yy}\quad\sigma'_{zz}\quad\sigma_{xy}\quad\sigma_{yz}\quad\sigma_{zx}] \tag{6.4-49}$$

式中，$G=\frac{E}{2(1+\nu)}$ 为剪切弹性模量。

因此

$$[D]_p=\frac{9G^2}{(H'+3G)\bar{\sigma}^2}\begin{bmatrix}\sigma'^2_{xx}\\ \sigma'_{xx}\sigma'_{yy} & \sigma'^2_{yy}\\ \sigma'_{xx}\sigma'_{zz} & \sigma'_{yy}\sigma'_{zz} & \sigma'^2_{zz}\\ \sigma'_{xx}\sigma_{xy} & \sigma'_{yy}\sigma_{xy} & \sigma'_{zz}\sigma_{xy} & \sigma^2_{xy}\\ \sigma'_{xx}\sigma_{yz} & \sigma'_{yy}\sigma_{yz} & \sigma'_{zz}\sigma_{yz} & \sigma_{xy}\sigma_{yz} & \sigma^2_{yz}\\ \sigma'_{xx}\sigma_{zx} & \sigma'_{yy}\sigma_{zx} & \sigma'_{zz}\sigma_{zx} & \sigma_{xy}\sigma_{zx} & \sigma_{yz}\sigma_{zx} & \sigma^2_{zx}\end{bmatrix} \tag{6.4-50}$$

因此弹塑性矩阵为

$$[D]_{ep}=\frac{E}{1-\nu}\begin{bmatrix}\frac{1-\nu}{1-2\nu}-c\sigma'^2_{xx}\\ \frac{1-\nu}{1-2\nu}-c\sigma'_{xx}\sigma'_{yy} & \frac{1-\nu}{1-2\nu}-c\sigma'^2_{yy}\\ \frac{1-\nu}{1-2\nu}-c\sigma'_{xx}\sigma'_{zz} & \frac{1-\nu}{1-2\nu}-c\sigma'_{yy}\sigma'_{zz} & \frac{1-\nu}{1-2\nu}-c\sigma'^2_{zz}\\ -c\sigma'_{xx}\sigma_{xy} & -c\sigma'_{yy}\sigma_{xy} & -c\sigma'_{zz}\sigma_{xy} & \frac{1}{2}-c\sigma^2_{xy}\\ -c\sigma'_{xx}\sigma_{yz} & -c\sigma'_{yy}\sigma_{yz} & -c\sigma'_{zz}\sigma_{yz} & -c\sigma_{xy}\sigma_{yz} & \frac{1}{2}-c\sigma^2_{yz}\\ -c\sigma'_{xx}\sigma_{zx} & -c\sigma'_{yy}\sigma_{zx} & -c\sigma'_{zz}\sigma_{zx} & -c\sigma_{xy}\sigma_{zx} & -c\sigma_{yz}\sigma_{zx} & \frac{1}{2}-c\sigma^2_{zx}\end{bmatrix} \tag{6.4-51}$$

式中，$c=\frac{9G}{2(H'+3G)\bar{\sigma}^2}$，$H'$ 为材料的塑性硬化模量，可以由简单的拉伸曲线确定。则

$$H'=\frac{\partial H}{\partial\varepsilon_p} \tag{6.4-52}$$

3.3 热弹塑性模型的有限元算法

3.3.1 平衡方程

应力应变的积为应变能，根据式（6.4-36）可得所有单元的应变能为

$$\sum_{i=1}^{n}\int_e\{\Delta\sigma\}\{\Delta\varepsilon\}dV=\sum_{i=1}^{n}\int_e\Delta\{\delta\}[B]^T[D]_{ep}[B]\Delta\{\delta\}dV \tag{6.4-53}$$

根据虚功原理，产生的位移应该使应变能最小，因此

$$\frac{\partial\left[\sum_{i=1}^{n}\int_e\{\Delta\sigma\}\{\Delta\varepsilon\}dV\right]}{\partial\Delta\{\delta\}}$$
$$=\frac{\partial\left[\sum_{i=1}^{n}\int_e(\Delta\{\delta\}[B]^T-\{d\varepsilon_T\})[D]_{ep}[B]\Delta\{\delta\}dV\right]}{\partial\Delta\{\delta\}}$$
$$=\sum_{i=1}^{n}\int_e(\Delta\{\delta\}[B]^T-\{d\varepsilon_T\})[D]_{ep}[B]dV=0 \tag{6.4-54}$$

由公式（6.4-54）得到屈服后的平衡方程为

$$\sum_{i=1}^{n}\int_e(\Delta\{\delta\}[B]^T[D]_{ep}[B]=\sum_{i=1}^{n}\int_e\{d\varepsilon_T\}[D]_{ep}[B]dV \tag{6.4-55}$$

在有限元计算中将积分符号改为单元内高斯点上的值求和，因此平衡方程可以表示为

$$\sum_{n}\sum_{n_G}([B]^T[D]_{ep}[B]\,|J|\,\Delta\{\delta\}_n)_{\xi_r,\eta_s,\zeta_t}H_rH_sH_t$$
$$=\sum_{n}\sum_{n_G}([B]^T[D]_{ep}\Delta\{\varepsilon_T\}\,|J|)_{\xi_r,\eta_s,\zeta_t} \tag{6.4-56}$$

式中，n_G 为单元内高斯点的个数；n 为单元个数；H_r、H_s 和 H_t 分别为高斯点的积分系数；ξ_r、η_s 和 ζ_t 分别为高斯点的坐标。

式（6.4-56）可以简写为

$$[K]_{ep}\Delta\{\delta\}=\Delta\{R\} \tag{6.4-57}$$

式中，$[K]_{ep}$ 是总体弹塑性刚度矩阵；$\Delta\{R\}$ 是热应变增量引起的等效载荷向量。$[K]_{ep}$ 由单元刚度矩阵 $[k]_{ep}$ 组成，它们分别表示为

$$[k]_{ep}=\sum_{n_G}([B]^T[D]_{ep}[B]\,|J|)_{\xi_r,\eta_s,\zeta_t}H_rH_sH_t \tag{6.4-58}$$

$$[K]_{ep}=\sum_{n}\sum_{n_G}([B]^T[D]_{ep}[B]\,|J|)_{\xi_r,\eta_s,\zeta_t}H_rH_sH_t \tag{6.4-59}$$

$$\Delta\{R\}=\sum_{n}\sum_{n_G}([B]^T[D]_{ep}\Delta\{\varepsilon_T\}\,|J|)_{\xi_r,\eta_s,\zeta_t}H_rH_sH_t \tag{6.4-60}$$

在弹性区，由于 $\{d\varepsilon_p\}=0$，则基本方程（6.4-57）可以简化为

$$[K]_e\Delta\{\delta\}=\Delta\{R\} \tag{6.4-61}$$

在过渡区引入弹塑性权进行修正，弹塑性权 $m=\frac{(\sigma_s-\bar{\sigma})}{\Delta\bar{\sigma}}$。在（6.4-55）式中，用加权平均弹塑性矩阵 $[\bar{D}]_{ep}=[D]_e-(1-m)[D]_p$ 代替 $[D]_{ep}$，而且过渡区元素的刚度矩阵：

$$[\bar{K}]_e=\int_{V^e}[B]^T[\bar{D}]_{ep}[B]dV \tag{6.4-62}$$

3.3.2 单元刚度阵的形成

对于六面体八节点单元，其刚度刚度阵为

$$[k]_{24\times24}=\iiint_{V^e}[B_1^T\quad B_2^T\quad\cdots\quad B_8^T]_{24\times6}[D]_{6\times6}$$

$$[B_1 \quad B_2 \quad \cdots\cdots \quad B_8]_{6\times24}\mathrm{d}x\mathrm{d}y\mathrm{d}z$$

$$=\begin{bmatrix} k_{11} & k_{12} & \cdots & k_{18} \\ k_{21} & k_{22} & \cdots & k_{28} \\ \vdots & \vdots & & \vdots \\ k_{81} & k_{82} & \cdots & k_{88} \end{bmatrix}_{24\times24} \tag{6.4-63}$$

式中，ij 分块为

$$[k_{ij}]_{3\times3} = \iiint_{V^e}[B_i]^T_{3\times6}[D]_{6\times6}[B_j]_{6\times3}\mathrm{d}x\mathrm{d}y\mathrm{d}z$$

$$=\int_{-1}^{1}\int_{-1}^{1}\int_{-1}^{1}[B_i]^T[D][B_i] \mid J \mid \mathrm{d}\xi\mathrm{d}\eta\mathrm{d}\zeta$$

$$=\sum_{r=1}^{2}\sum_{s=1}^{2}\sum_{t=1}^{2}([B_i]^T[D][B_j] \mid J \mid)_{\xi_r,\eta_s,\zeta_t}H_rH_sH_t \tag{6.4-64}$$

3.3.3 节点载荷的处理

在计算由温度载荷引起的 $\Delta\{R\}$ 时，如果传热计算得到的是节点上的温度变化。由于平衡方程对应的是高斯点，那么还需要将节点温度差 $\Delta T[i]$ 插值到某一高斯点上得到 $\Delta T_{\xi_r,\eta_s,\zeta_t}$。插值采用形函数，计算公式为

$$\Delta T_{\xi_r,\eta_s,\zeta_t} = \sum_{i=1}^{8}(N_i)_{\xi_r,\eta_s,\zeta_t}\Delta T[i] \tag{6.4-65}$$

式中，$\Delta T[i]$ 为节点 i 的温度变化；N_i 为形函数。

单元内高斯点的温度载荷为

$$[r]_{t h24\times1} = \sum_{t=1}^{2}\sum_{s=1}^{2}\sum_{r=1}^{2}([B]^T_{24\times6}[D]_{6\times6}$$
$$\alpha[\Delta T]_{6\times1} \mid J \mid)_{\xi_r,\eta_s,\zeta_t}H_rH_sH_t \tag{6.4-66}$$

3.3.4 应力转换矩阵

当求解公式（6.4-56）得到高斯点的位移后，通过公式（6.4-26）可以得到高斯点的应变。最后通过应力转换矩阵可以由应变得到高斯点的应力。应力转换矩阵用弹性模量矩阵和应变－位移矩阵的乘积表示，对于 8 节点六面体单元，表示为下式：

$$[S] = [D]_{6\times6}[B_1 \quad B_2 \quad \cdots \quad B_8]_{6\times24}$$
$$= [S_1 \quad S_2 \quad \cdots \quad S_8]_{6\times24} \tag{6.4-67}$$

式中，

$$[S_i] = [D]_{6\times6}[B_i]_{6\times3} = \begin{bmatrix} D_1\frac{\partial N_i}{\partial x} & D_2\frac{\partial N_i}{\partial y} & D_2\frac{\partial N_i}{\partial z} \\ D_2\frac{\partial N_i}{\partial x} & D_1\frac{\partial N_i}{\partial y} & D_2\frac{\partial N_i}{\partial z} \\ D_2\frac{\partial N_i}{\partial x} & D_2\frac{\partial N_i}{\partial y} & D_1\frac{\partial N_i}{\partial z} \\ D_3\frac{\partial N_i}{\partial y} & D_3\frac{\partial N_i}{\partial x} & 0 \\ 0 & D_3\frac{\partial N_i}{\partial z} & D_3\frac{\partial N_i}{\partial y} \\ D_3\frac{\partial N_i}{\partial z} & 0 & D_3\frac{\partial N_i}{\partial x} \end{bmatrix}_{6\times3} \tag{6.4-68}$$

3.3.5 应力应变局部光滑化处理

计算结果得到的是高斯点上的应力和应变，因此必须通过应力局部光滑化矩阵将高斯点上的应力应变值转换到单元节点上。应力应变局部光滑化矩阵为 8 个高斯点的形函数构成的矩阵的逆矩阵，为

$$\begin{bmatrix} fun[1][1] & fun[1][2] & \cdots & fun[1][8] \\ fun[2][1] & fun[2][2] & \cdots & fun[2][8] \\ \vdots & \vdots & \cdots & \vdots \\ fun[8][1] & fun[8][2] & \cdots & fun[8][8] \end{bmatrix}^{-1}_{8\times8}$$

式中，$fun[i][j]$ 为高斯点 j 的形函数。

应力应变局部光滑化矩阵和单元内节点的编号顺序有关，在程序采用如图 6.4-2 所示的单元节点编号下求得该矩阵的逆矩阵为

$$\begin{bmatrix} As & Bs & Cs & Bs & Bs & Cs & Ds & Cs \\ & As & Bs & Cs & Cs & Bs & Cs & Ds \\ & & As & Bs & Ds & Cs & Bs & Cs \\ & & & As & Cs & Ds & Cs & Bs \\ & & & & As & Bs & Cs & Bs \\ & 对 & & & & As & Bs & Cs \\ & & 称 & & & & As & Bs \\ & & & & & & & As \end{bmatrix}$$

式中，$As = \frac{5+3\sqrt{3}}{4}$，$Bs = \frac{5-3\sqrt{3}}{4}$，$Cs = -\frac{1+\sqrt{3}}{4}$，$Ds = \frac{\sqrt{3}-1}{4}$。

4 其他力学模型和算法简介

4.1 准固相区间流变学模型及其有限元算法

由于许多铸造缺陷如缩孔、缩松、热裂等都是在凝固区间形成的，因此凝固区间的应力分析对研究和预测这些铸造缺陷尤其是热裂以及残余应力和残余变形分析具有重要的意义。

由于准固相区力学性能测定十分困难，准固相区的力学模型还不完全清楚，因此针对铸件固液两相区的应力分析较少。在铸件残余应力分析中有的从固液两相区开始计算，其中采用固相区的力学模型（如热弹塑性模型）近似处理固相线以上温度区间，并对固液两相区的力学性能进行假设。如假设在固相线温度以上为零刚度和零位移，忽略热收缩；或者赋给液态金属一个非常小的弹性模量和硬化模量，处于两相区的参数由固相和液相的力学性能插值得到；或者假设液相的高温力学性能不随温度变化，泊松比 ν 近似等于 0.5，液态没有塑性变形。由此可以看出在这些应力分析中固液两相区处理得十分简单，很难准确地反映铸件在凝固区间高温应力应变的本构关系。

最近几十年发展起来的流变学在固液两相区的力学行为研究方面拓展了新的研究方向。以下简单介绍一下清华大学建立的流变学模型的应力分析模型及算法[31]。

4.1.1 铸造合金准固相区的流变模型

铸造流变学中采用简单的弹性体、黏性体和塑性体等理想的力学模型组合表示材料复杂的流动及变形规律，从而能够准确地反映流动变形随时间的变化（时变性），因此流变学的方法适合处理铸件在凝固过程中尤其是准固相区的流动及变形规律。用铸造流变学的理论方法来研究铸件凝固过程中产生的缺陷及流变行为已成为一个新的研究方向。

一般采用静态剪切法及系统辨识的方法测定金属的流变性能，辨识得到其流变学模型和流变参数。几种典型的铸造材质，如铝合金、624 钢（低碳合金钢）、ZG270－500、铜合金 ZCuSn5Pb5Zn5 和 ZG310－570 的固液两相区的流变性能基本上都符合 H－［H|N］－［N|S］五元件流变模型，如图 6.4-3 所示。其中 H 为 Hooke 体，即弹性体，因此其应力和应

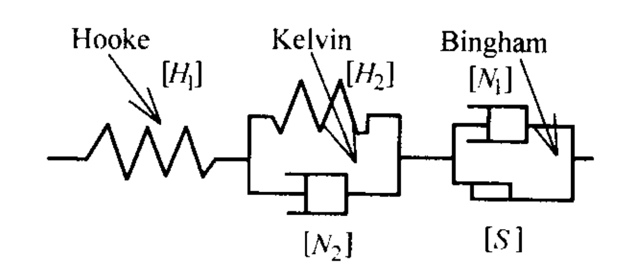


图 6.4-3　H－［H|N］－［N|S］五元件流变模型

变符合公式（6.4-24）。［HIN］为 Kelvin 体，即黏弹性体；［NIS］为 Binham 体，即黏塑性体。这些铸造合金（包括铸造铝合金和铸钢等）在准固相区的流变学模型及流变参数的获得为采用流变学模型对铸件凝固过程中准固相区的应力分析提供了前提条件。

4.1.2　流变学模型［H］－［HIN］－［NIS］的三维本构方程

屈服前应力应变符合：

$$\begin{cases}\{\sigma\} = [D_e]\{\varepsilon_e\} \\ \{\sigma\} = [D_k]\{\varepsilon_k\} + [\lambda_k]\{\dot{\varepsilon}_k\} \\ \{\varepsilon\} = \{\varepsilon_e\} + \{\varepsilon_k\} + \{\varepsilon_T\}\end{cases} \tag{6.4-69}$$

屈服前，总应变可以分解弹性应变 $\{\varepsilon_e\}$、黏弹性应变 $\{\varepsilon_k\}$ 和热应变 $\{\varepsilon_T\}$。屈服后黏塑性单元发生作用，总应变可以分解弹性应变、黏弹性应变、黏塑性应变 $\{\varepsilon_b\}$ 和热应变，因此屈服后应力应变符合：

$$\begin{cases}\{\sigma\} = [D_e]\{\varepsilon_e\} \\ \{\sigma\} = [D_k]\{\varepsilon_k\} + [\lambda_k]\{\dot{\varepsilon}_k\} \\ \{\dot{\varepsilon}_b\} = \dfrac{1}{2\lambda_b}\left(1 - \dfrac{\sigma_s}{\bar{\sigma}}\right)\{\sigma'\} \\ \{\varepsilon\} = \{\varepsilon_e\} + \{\varepsilon_k\} + \{\varepsilon_b\} + \{\varepsilon_T\}\end{cases} \tag{6.4-70}$$

式中，符号上的点为对时间的导数；$[D_k]$ 为 Kelvin 体的弹性模量矩阵；λ_k 为 Kelvin 体的 TWIK 度系数。$[D_k]$ 可以表示为

$$[D_k] = \frac{E_k(1-\nu)}{(1+\nu)(1-2\nu)} \begin{bmatrix} 1 & \frac{\nu}{1-\nu} & \frac{\nu}{1-\nu} & 0 & 0 & 0 \\ & 1 & \frac{\nu}{1-\nu} & 0 & 0 & 0 \\ & & 1 & 0 & 0 & 0 \\ & 对 & & \frac{1-2\nu}{2(1-\nu)} & 0 & 0 \\ & & 称 & & \frac{1-2\nu}{2(1-\nu)} & 0 \\ & & & & & \frac{1-2\nu}{2(1-\nu)} \end{bmatrix} \tag{6.4-71}$$

式中，E_k 分别为 Kelvin 体的弹性模量。λ_k^K 为体积黏度，当 λ_k^K 无限大时，对于各向同性材料 $[\lambda_k]$ 为

$$[\lambda_k] = \lambda_k \begin{bmatrix} 4/3 & -2/3 & -2/3 & 0 & 0 & 0 \\ & 4/3 & -2/3 & 0 & 0 & 0 \\ & & 4/3 & 0 & 0 & 0 \\ & 对 & & 1 & 0 & 0 \\ & & 称 & & 1 & 0 \\ & & & & & 1 \end{bmatrix} \tag{6.4-72}$$

黏塑性体的三维应力应变本构关系十分复杂，其应变率为

$$\{\dot{\varepsilon}_b\} = \frac{1}{2\lambda_b}\left(1 - \frac{\sigma_s}{\bar{\sigma}}\right)\{\sigma'\} \tag{6.4-73}$$

式中，$\bar{\sigma}$ 是等效应力，$\{\sigma'\}$ 是应力偏量。由此可见黏塑性应变速率 $\dot{\varepsilon}_b$ 和应力偏量、Bingham 体黏度、等效应力以及屈服应力有关。式中，应力偏量 $\{\sigma'\}$ 为

$$\{\sigma'\} = \{\sigma\} - \sigma_m\delta_{ij} \tag{6.4-74}$$

式中，δ_{ij} 为 Kroveker 记号，表示为

$$\delta_{ij} = \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \tag{6.4-75}$$

σ_m 为三个主应力 σ_1、σ_2、σ_3 的平均值：

$$\sigma_m = \frac{1}{3}(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) \tag{6.4-76}$$

流变学模型和热弹塑性模型具有一定的差别，其比较如表6.4-3所示。从表可以看出，流变学模型包含弹性、粘弹性和粘塑性单元，考虑了粘性。粘塑性单元的本构方程用粘塑性应变率表示，因此粘塑性应变和时间有关。并且已有许多实验表明测定的合金基本都符合流变学模型，所以流变学模型更适合描述准固相区的应力-应变本构关系。热弹塑性模型包括弹性和塑性单元，没有考虑黏性。从塑性应变表达式中可以看出塑性应变增量和时间无关，因此该模型不能很好地反映准固相区的应力-应变本构关系，不适合进行准固相区应力分析。另一方面热弹塑性模型比较成熟，在凝固以后阶段的应力分析中具有一定的优势。因此采用这两个模型分别进行准固相区和凝固以后阶段的应力分析。

表6.4-3　流变学模型与热弹塑性模型的比较

模　型	流变学模型	热弹塑性模型
包括的单元	弹性、黏弹性和黏塑性	弹性和塑性
黏塑性应变和塑性应变区别	黏塑性应变率 $\{\dot{\varepsilon}_b\} = \dfrac{1}{\lambda_b} < \Phi(F) > \dfrac{\partial Q}{\partial\{\sigma\}}$	塑性应变 $\{d\varepsilon_p\} = d\lambda\left\{\dfrac{\partial Q}{\partial\sigma}\right\}$
时间效应	考虑	不考虑
适用范围	准固相区	凝固以后阶段

4.2　基于控制体积的弹性模型

铸件一般结构比较复杂，采用有限元法很难对各个局部都能很好地控制，而有限元要求的基础比较高，原理比较复杂，因此对铸造生产技术人员存在一定难度。另一方面有限差分法比较简单，因此考虑能否用有限差分法求解应力问题。J.H.Hattel 等在这方面进行了研究，实现了基于控制体积法对弹性模型的求解。

有限元法中利用虚功原理或泛函的方法可以得到平衡方程，即不涉及微分。而有限差分法主要是如何表达微分形式，然后将微分变为差分。应力应变表达式中不仅含有某一方向上的位移对该方向长度的微分，同时涉及某一方向上的位移对其他两个方向上长度的微分。J.H.Hattel 的计算思想为将应力应变关系中的微分处理成微商，然后利用力的平衡来建立平衡方程，然后求解平衡方程得到位移。有了位移可以进一步求解应力和应变。

在有限差分计算中假设位移作用在单元的表面上，正应力作用在单元的中心，而切应力作用在单元表面上，u 表示 x 方向的位移，v 表示 y 方向的位移，而 w 表示 z 方向的位移，如图6.4-4所示。

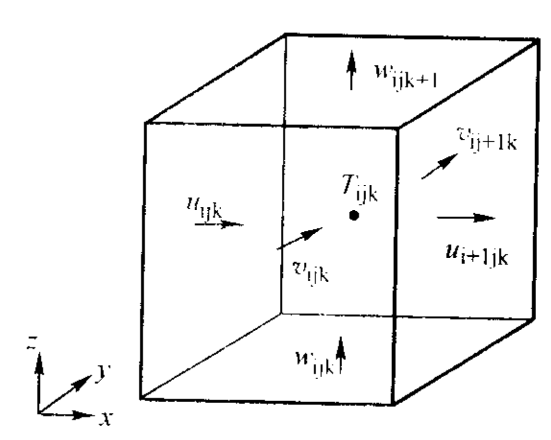


图6.4-4　应力、位移、温度的分布与控制体积

展开式（6.4-28）得到正应力 σ_{xx} 和剪切应力 σ_{xy} 的表达式分别如下：

$$\sigma_{xx} = \frac{E}{1+\nu}\left\{\frac{\partial u}{\partial x} + \frac{\nu}{1-2\nu}\left[\frac{\partial u}{\partial x} + \frac{\partial v}{\partial y} + \frac{\partial w}{\partial z}\right]\right\} - \frac{E\alpha\Delta T}{1-2\nu} \tag{6.4-77}$$

$$\sigma_{xy} = \frac{E}{2(1+\nu)}\left\{\frac{\partial u}{\partial y} + \frac{\partial \nu}{\partial x}\right\} \tag{6.4-78}$$

式中正应力由位移对该方向的一次导数给出，也就是，u 相应于 x 方向，ν 相应于 y 方向，而 w 相应于 z 方向。剪切力中涉及到位移对其他方向的导数，如 u 相应于 y 方向。因此正应力和切应力的离散也不同。对于正应力的离散，其控制体积就是单元自身，仅包括一个中心控制单元，即中心控制单元（i，j，k）。切应力的离散比正应力要复杂，其控制体积包括四个中心控制单元。如偏微分$\partial u/\partial y$ 的离散采用图 6.4-5 所示的控制体积。

相应于第一个平衡方程的 u 控制体积如图 6.4-4 所示。很容易给出 ν 和 w 的控制体积。该控制体积由（i，j，k）、（$i-1$，j，k）、（i，$j-1$，k）、（$i-1$，$j-1$，k）四个单元的各 1/4 构成。

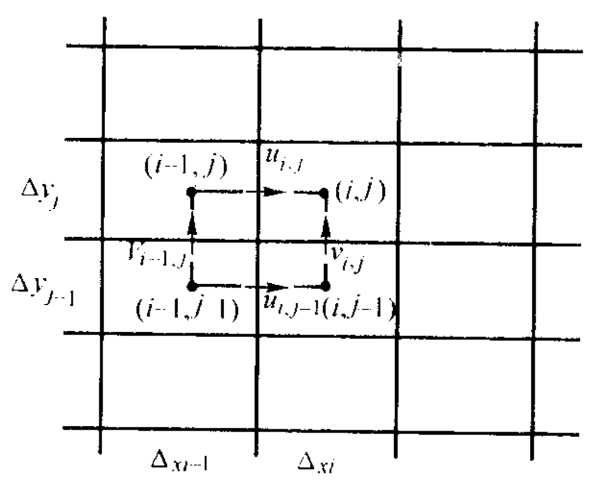


图 6.4-5　偏微分$\partial u/\partial y$ 的控制单元

各应力离散后得到应力和位移的关系，再利用力的平衡建立平衡方程，从而可以解出位移。进而获得应变和应力。该算法的研究和应用还较少。但是有限差分法简单容易操作，因此在实际应用中有广阔的前景。

5　数值模拟中的几个主要问题

5.1　热-力耦合

铸件凝固过程中产生的热应力是由于铸件各部分之间的凝固速度不同，使得金属收缩受阻所产生的热应力和机械应力，机械应力部分通过施加约束条件而考虑到热应力分析中。热分析是应力场模拟的基础，温度场是应力分析中的温度载荷。另一方面铸件/铸型边界变形结果会导致边界的传热状态发生改变从而影响传热，而变形应力造成的热效应一般忽略不计。热-力耦合效应如图 6.4-6 所示。

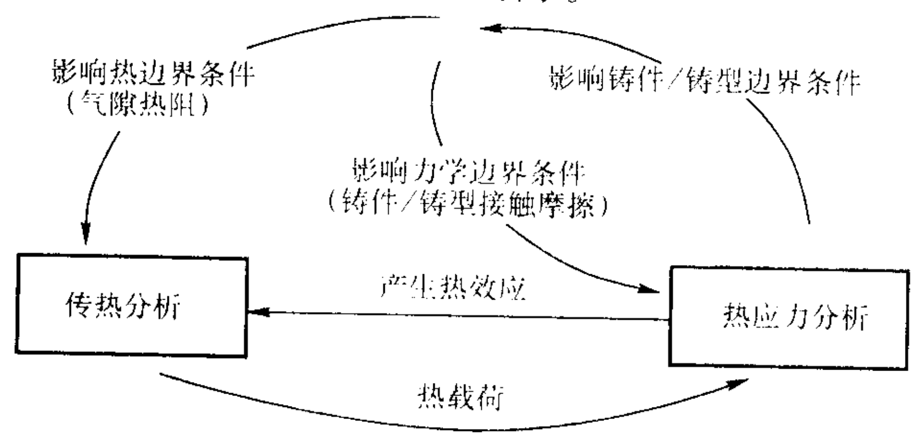


图 6.4-6　热—力耦合图

5.1.1　铸件/铸型边界传热

以前的许多工作只考虑铸件传热对热应力的影响，而不考虑热应力对传热的影响，将热分析和应力分析作为单向耦合来处理，近几年来国外许多研究者开始考虑铸件和铸型之间由于变形产生的气隙对传热的影响，得到铸件/铸型的气隙产生情况，从而在下一步的热分析中计算界面热阻，提高了传热计算精度，同时也提高了应力分析精度，这是国外的研究热点之一。

气隙的等效传热系数计算为

$$K_{\text{eff}} = K_{\text{rad}} + K_{\text{aircond}}$$
$$= \sigma\,[T_c^2 - T_m^2]\,[T_c - T_m]\,\frac{1}{\dfrac{1}{\varepsilon_c} + \dfrac{1}{\varepsilon_m} - 1} + \frac{\lambda_{\text{air}}}{\delta_{\text{airgap}}} \tag{6.4-79}$$

式中，K_{eff} 为气隙等效传热系数；K_{rad} 为气体传热系数；K_{aircond} 为热辐射传热系数；T_c 为铸件温度；T_m 为铸型温度；λ_{air} 为空的热导率；δ_{airgap} 为气隙宽度。

压力下的界面传热系数为

$$K_{\text{eff}} = K_{\text{contactcond}} = \gamma_1\left[\frac{p_{\text{int}}}{H_e}\right]^{\gamma_2} \tag{6.4-80}$$

式中，γ_1 和 γ_2 为材料的特征参数，H_e 为维氏硬度，p_{int} 为界面接触压力。

5.1.2　铸件形成过程热分析的特点

由于铸件凝固过程应力分析包括准固相区及凝固以后阶段一直到落砂空冷到室温的整个过程的应力分析，因此热分析同样包括这一整个凝固过程。在该过程中涉及到收缩补缩和许多复杂传热边界条件，如在砂型中铸件和砂型接触以热传导为主，砂型和空气接触主要以辐射和对流传热为主，落砂后铸件和空气接触，主要以辐射和对流为主。同时温度区间跨度很大，铸件的热物性参数随温度变化很大。因此应力分析要求比较全面、准确的热分析。

5.1.3　热力耦合常用数值计算方法

数值模拟中经常采用的数值求解方法绝大多数为有限差分法（finite difference method，简写为 FDM）、有限元法（finite element method，简写为 FEM）、边界元法（boundary element method，简写为 BEM）、有限体积法（finite volume method，简写为 FVM）和控制体积有限差分法（control volume finite difference method，简写为 cv－FDM）。

有限差分法在热分析中广泛应用，具有简单方便、易处理等特点，而且能够进行流场分析，缺点是很难进行应力分析。有限元法的几何实体模型离散程度高，计算精度高，但离散困难，模型复杂。由于基于连续介质，因此很难处理铸件的缩孔等缺陷，并且难以进行流场分析。有限体积法是伴随有限差分法出现的，主要应用于流体力学和传热学中。边界元法只需将求解域的边界划分成单元，使求解维数降低，如三维问题可以化为二维，二维问题可以化为一维，输入数据大为减少，计算时间缩短，误差只来自于边界，精度高，可以处理力学、流体力学、传热学等方面问题。但是，BEM 在处理凝固区域不均匀介质时，仍有许多问题尚未解决。从目前发展情况看，BEM 还不成熟，商品化软件包极少。控制体积有限差分法是在有限差分法的基础上发展起来的，方法操作简单，但计算精度较低。采用后三种方法对铸件进行应力分析还很少，仍然处于探索阶段。

应力分析中实现应力场和温度场耦合计算有两种计算方法：一种是采用不同的方法计算温度场和应力场，如采用有限差分计算温度场，然后采用有限元法计算应力，还有采用有限体积法计算温度场，然后采用有限元法计算应力场；另一种是温度场和应力场都采用相同的方法，如有限元法。热分析和应力分析都采用相同的方法，温度场和应力场能够很好匹配，并且能够实现应力场和温度场计算耦合，但计算复杂而且计算量大。热分析和应力分析采用不同的方法是为了方便热分析，充分体现各数值算法的优点，但是存在不同算法模型间的匹配问题以及由此带来的误差，如有限差分模型或有限体积模型和有限元模型的匹配。清华大学开发的集成应力分析系统中热分析和应力分析采用了不同的数值方法，吸收了有限差分法和有限元法分别在热分析和应力分析方面的优点，开发了有限差分模型/有限元模型温度载荷转换模块，建立了铸件凝固过程 FDM/FEM 集成热应力分析系统，

系统框图如图6.4-7所示。其中热分析采用清华大学开发的基于有限差分法的凝固过程热分析软件 FT-STAR；应力分析采用有限元法，包括自行开发的基于流变学模型的准固相区的应力分析和基于 ANSYS、I-DEAS、IDINA 等常见商品化软件中的热弹塑性模型的残余应力分析。系统既可进行准固相区又可进行凝固以后阶段的应力分析。该集成系统包括三维几何实体造型、基于有限差分法的热分析、有限差分模型/有限元模型温度载荷转换、基于流变学模型的有限元应力分析、基于热弹塑性模型的有限元应力分析和有限元前后处理等模块。

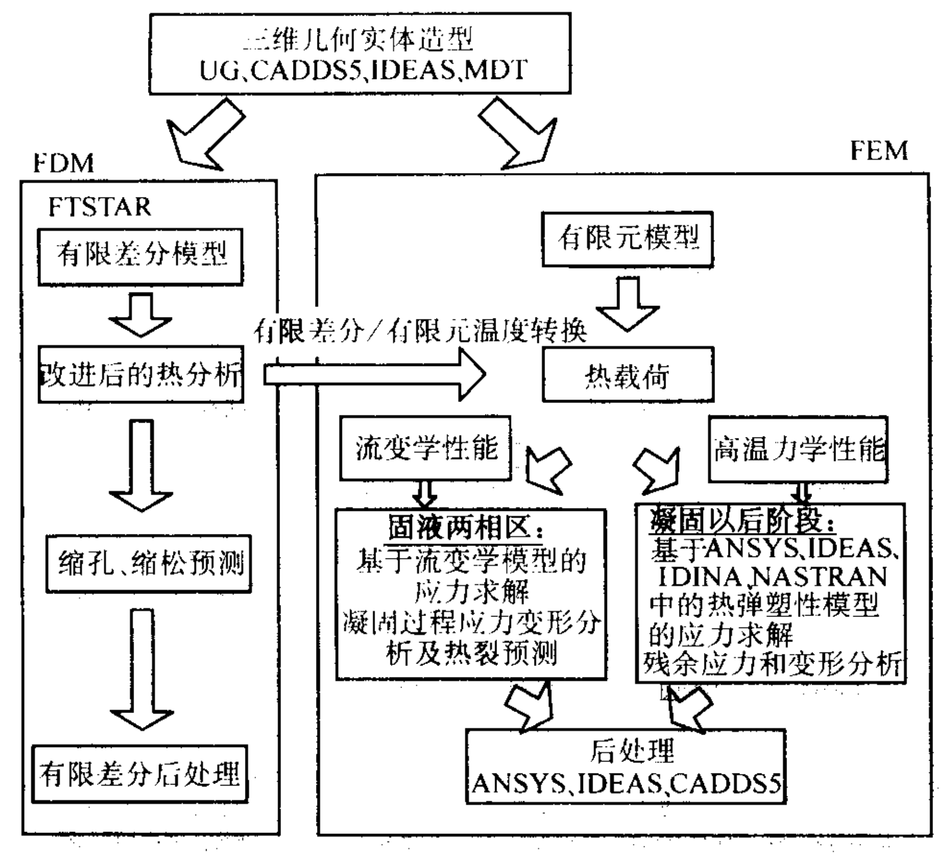


图6.4-7 凝固过程 FDM/FEM 集成热应力分析系统框图

5.1.4 有限差分模型/有限元模型温度载荷转换

有限差分模型/有限元模型温度载荷转换模块是基于有限差分法和基于有限元法的应力分析的桥梁，通过该模块将有限差分温度场转换为有限元模型下的温度场，作为应力分析的温度载荷，以便进行应力分析。

有限差分模型/有限元模型温度载荷转换模块中引入插值函数。有限差分单元温度采用外节点法定义，即按一定规则将有限差分单元的温度赋给该单元的某一顶点（节点）上，如左下角顶点。有限元的任一节点 P 的温度与该节点周围的8个有限差分单元的顶点的温度有关，采用有限元中的形函数建立温度插值公式为

$$T_{\mathrm{p}} = \sum_{i=1}^{8} N_i T_i \qquad (6.4\text{-}81)$$

式中，T_i、N_i 分别为 P 点周围8个有限差分节点的温度和形函数，形函数的表达式同公式（6.4-54）。其示意图如图6.4-8所示。

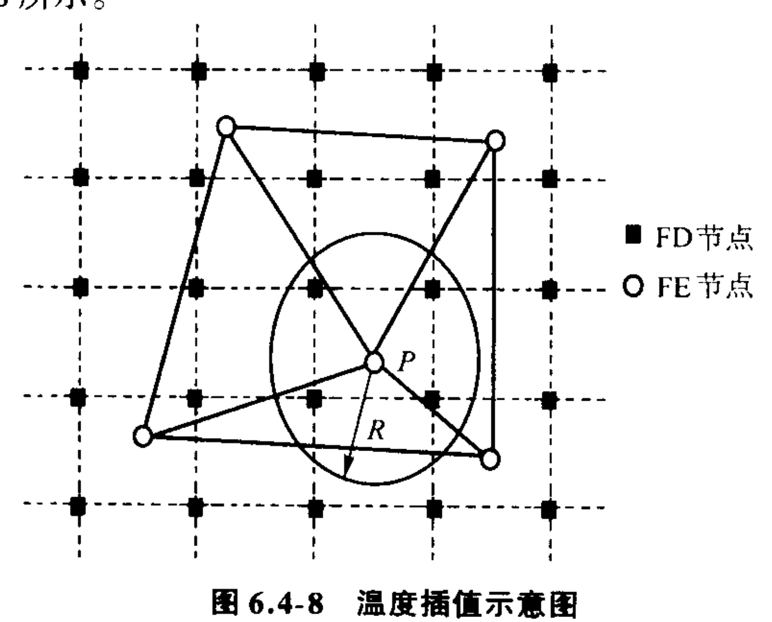


图6.4-8 温度插值示意图

基于热弹塑性模型的应力分析要求输入高温力学性能参数包括弹性模量、硬化模量、屈服应力、断裂应力和线性热膨胀系数等高温力学性能参数。

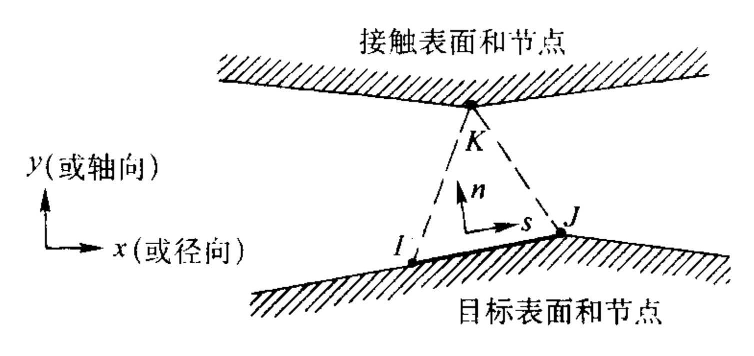
5.2 铸件/铸型边界条件处理

5.2.1 应力边界条件

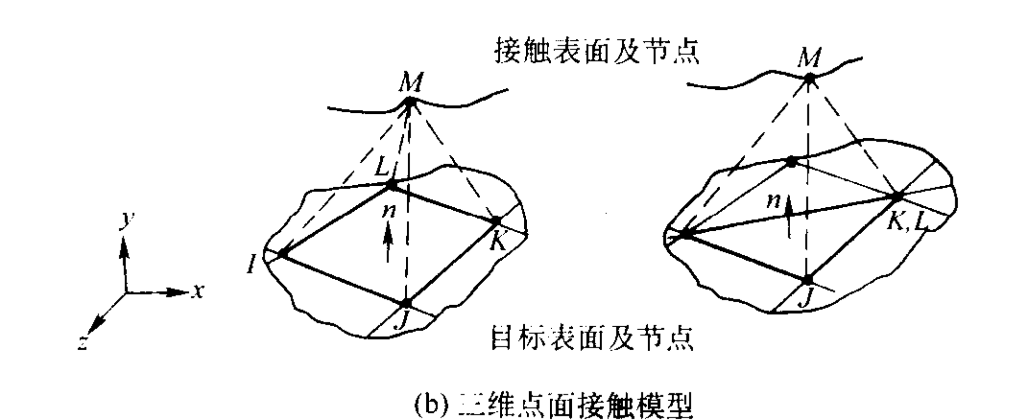
铸件凝固过程中铸件、铸型的力学边界条件非常复杂，铸件、铸型接触面之间存在摩擦和力的相互作用，而有的部位会产生气隙，脱离接触。许多研究将砂型处理成完全刚性，或不考虑砂型的阻碍作用，忽略铸件和砂型之间的摩擦。现在随着研究的深入，开始考虑砂型和铸件的相互作用。Jeffery[42] 采用接触单元，从土力学角度出发建立了力-位移单元来处理砂型对铸件表面的力学约束条件。邓康[19] 采用了不同弹性模量压缩弹簧模型来处理铸型对铸件的收缩阻碍作用，具体方法是将铸型简化为只能承受压力而不能承受拉力的弹性支撑，在计算中将铸型的作用考虑为在铸件表面节点上沿铸件表面法向支撑的模量为 K 的弹簧，若弹簧受拉，$K=0$，相反 $K>0$；K 值由砂型高温力学性能测试结果换算得到。接触单元法经常用于处理铸件/铸型边界条件[43]。接触问题是一类复杂的非线性问题，属于边界条件非线性问题。其复杂性主要来源于系统状态的改变，即物体之间的分离、接触。在接触问题中，两个接触体之间的接触面通常是预先未知的，边界条件不是在计算之前就可以给出的，而是由计算结果给出的。两个接触体间接触面的面积与压力分布随外载变化而变化，并与接触体的刚性有关。下面简单介绍一下点面接触单元有限元模型。

5.2.2 点面接触单元有限元模型

点面接触的分析模型如图6.4-9所示，两个潜在的接触表面均可指定为目标面或接触面，目标面由目标节点 I 和 J 表示，接触面由接触点 K 表示。一个接触点可以和任意两个目标点构成一个三角形接触单元。在设计分析时，为减少运算量，只在可能接触的节点上建立接触单元。



(a) 二维点面接触模型



(b) 三维点面接触模型

图6.4-9 点面接触分析模型

简单地讲，当接触节点进入目标表面，就会有接触发生。决定接触进入的第一步是要区分近区域和远区域接触。图6.4-10显示了以目标面中心为圆心的圆形区域中，相对应的几个接触节点位置。这个圆被参考为“弹球（pinball）”。当一个接触节点在弹球之外，假定它为“开”接触情形，不

管这个节点 K 是在目标节点的上方还是下方。只有当接触节点在弹球内时，才会发生进入现象。

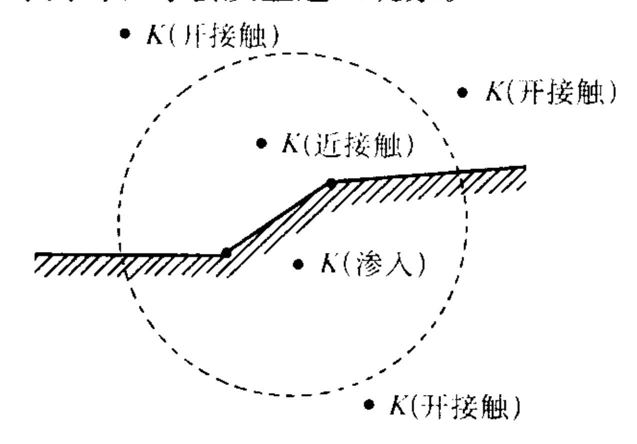


图 6.4-10　接触状态的判别

同普通有限元单元相比，接触单元除了不是一种实体的离散之外，它还没有形状函数，其刚度矩阵是阶跃的，大小是预先确定的，计算时需根据不同的状态取值。

接触问题的分析主要是从各种变分原理出发，求出最后控制方程。目前，对于一般性接触问题，通常采用罚有限元法。它的基本思想是将两接触体在接触时材料不得相互覆盖的条件作为惩罚项引入接触方程。

分析的步骤：

1）按有限元基本思想将接触体离散化，并确定接触边界条件。由接触边界变形协调的变分原理出发，建立整个接触系统的控制方程，这是一个非线性增量方程。

2）求解控制方程并得到节点的接触力。由节点接触力求出接触表面单元上的当量分布力，进而求出单元合力，由单元合力判断两接触表面单元的接触情况，再进一步判断主动网格节点的接触状态。

3）根据新的接触状态修正控制方程。如果判断解尚未收敛，对新的控制方程重复上述过程，这样反复迭代，直至收敛。

接触状态的判别准则 以图 6.4-9a 中的二维模型为例说明接触状态的判别问题。接触节点到目标面的距离小于一个很小的临界值认为接触单元处于接触状态，否则为离开状态。其具体求解一般采用罚函数法（penalty method）及罚函数加拉格朗日乘子法（combined penalty plus lagrange multiplier method）。如前所述，当接触点 K 渗透到由目标节点 I、J 定义的目标面时，接触即发生。

5.3　有限元前处理

对于三维实体模型有限元模型剖分一般有两种剖分方法：全自动剖分和映象剖分。全自动剖分能够将复杂三维实体自动剖分成四面体单元，映象剖分可以将规则实体剖分成六面体单元。自适应网格剖分功能能够自动估计各部位的剖分误差，从而在保证剖分精度的情况下调整各部位的单元大小，一般还提供局部细分功能。有限元模型主要包括节点、单元和约束信息。节点、单元的编号规则有多种，这决定了有限元应力分析中方程组的解法及数组存储方法。

5.4　基于准固相区热应力分析的热裂倾向预测

铸件热裂模拟与预测的工作可分为两类：①基于凝固条件与补缩能力的热裂模拟。②基于铸件高温应力应变场的热裂模拟。前者不能考虑铸件力学结构方面的连续性以及约束、铸件和砂型之间的相互作用等，因此不能预测具有一定力学结构的铸件的热裂趋势（如类似应力框结构的铸件）。准固相区热应力数值模拟的一个重要目的就是预测热裂的发生。采用该流变模型进行准固相区的应力数值模拟及热裂预测方面有一维、三维轴对称和三维模拟[47~49]。刘弛认为热节的温度梯度越大，应变集中越严重，整体应力越大。程军研究结果表明热应力向热节处集中并导致热裂的发生。贾宝仟和康进武研究结果表明热节处产生 Bingham 体变形集中。认为铸件热节最后凝固时（特别是大型铸件）基本上是宾汉体变形。根据宾汉体的应力松弛特性，凝固时间越长应力松弛得越厉害，凝固完毕时的应力越小，而宾汉体的应变却越大。因此只有塑性应变才能较好地反映热裂倾向性。当塑性变形超过该温度下宾汉体的塑性储备值时就发生热裂。因此，热裂产生需要两个条件：①发生屈服。②黏塑性应变大于临界值。采用粘塑性应变/临界黏塑性应变来判断热裂：

$\varepsilon_b/\varepsilon_{bcri} > 1$　　产生热裂

$\varepsilon_b/\varepsilon_{bcri} < 1$　　不产生热裂

热裂一般发生在受阻热节处，受阻热节发生热裂与否实际还取决于受阻热节在准固相区的停留时间。受阻热节准固相区停留时间越长，热裂趋势越大，当受阻热节在准固相区停留时间大于某一临界值后，由于应力充分松弛，等效应力小于屈服应力从而不产生屈服，没有黏塑性应变产生，因此不发生热裂。

6　验证与工程应用

应力分析与基于应力分析的热裂预测已经和生产实际紧密结合在一起，已经有大量的应用实例，如采用 FDM/FEM 集成应力分析系统对减速箱、叶轮、水轮机叶片和发动机缸体、车床床身进行热裂预测和残余应力与残余变形分析。

6.1　应力测试方法

应力测试的方法主要采用贴应变片的方法。经分析如能确定是单向应力状态的测量点，只需贴一个应变片，应变片的纵向与应力方向相同；对于双向应力状态，如果可以分析出其主应力方向，则可以粘贴两个相互垂直的应变片；如果不知道主应力方向，则应贴三个应变片或一组应变片。应变片应按粘贴工艺要求进行粘贴，并按黏结剂要求进行固化。然后检查引线与构件的绝缘电阻，一般应不低于 100 MΩ。然后将应变片接到应变仪的电桥盒上，就可以进行应变测量了。根据测得的应变即可按公式计算出应力的大小。其计算公式为

$$\sigma_1 = \frac{E}{1-\nu^2}(\varepsilon_1 + \nu\varepsilon_2) \tag{6.4-82}$$

$$\sigma_2 = \frac{E}{1-\nu^2}(\varepsilon_2 + \nu\varepsilon_1) \tag{6.4-83}$$

对于应变片，当应变片的角度为 1—0°，2—45°，3—90°时其计算公式为

$$\varepsilon_{\substack{max\\min}} = \frac{\varepsilon_1 + \varepsilon_3}{2} \pm \sqrt{(\varepsilon_1 - \varepsilon_3)^2 + (2\varepsilon_2 - \varepsilon_1 - \varepsilon_3)^2} \tag{6.4-84}$$

$$\sigma_{\substack{max\\min}} = \frac{E}{2}\left[\frac{\varepsilon_1 + \varepsilon_3}{1-\nu} \pm \frac{1}{1+\nu}\sqrt{(\varepsilon_1 - \varepsilon_3)^2 + (2\varepsilon_2 - \varepsilon_1 - \varepsilon_3)^2}\right] \tag{6.4-85}$$

主方向角

$$\varphi = \frac{1}{2}\arctan^{-1}\frac{2\varepsilon_2 - \varepsilon_1 - \varepsilon_3}{\varepsilon_1 - \varepsilon_3} \tag{6.4-86}$$

当应变片的角度为 1—0°，2—120°，3—60°时其计算公式为

$$\varepsilon_{\substack{max\\min}} = \frac{\varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3}{3} \pm \sqrt{\left(\varepsilon_1 - \frac{1}{3}(\varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3)^2\right) + \frac{1}{3}(\varepsilon_3 - \varepsilon_2)^2} \tag{6.4-87}$$

$$\sigma_{\substack{max\\min}} = E\left[\frac{\varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3}{3(1-\nu)}\right.$$

$$\pm\frac{1}{1+\nu}\sqrt{\left(\varepsilon_1-\frac{1}{3}\ (\varepsilon_1+\varepsilon_2+\varepsilon_3)^2\right)+\frac{1}{3}\ (\varepsilon_3-\varepsilon_2)^2}\ \Big] \tag{6.4-88}$$

主方向角

$$\varphi=\frac{1}{2}\tan^{-1}\frac{\sqrt{3}(\varepsilon_3-\varepsilon_2)}{2\varepsilon_2-(\varepsilon_2+\varepsilon_3)} \tag{6.4-89}$$

6.2　应力框试件应力分析

由于应力框形状比较简单，应力变化规律比较典型，因此应力分析验证一般采用应力框试件。应力框有许多类型，其中框架形应力框试件是其中常用的一种。一般在假设横梁为刚性并且粗杆及细杆不发生弯曲情况下，对框架形应力框凝固过程中粗杆和细杆的应力进行理论分析。郑贤淑等人对铸铁框架形应力框进行了凝固过程二维应力数值模拟。作者研究了框架形应力框铸钢试件凝固过程中粗杆、细杆以及横梁的应力和变形的动态变化过程。验证用框架形应力框试件如图 6.4-11 所示。模拟过程中忽略相变应力和砂型阻力，分别在应力框试件的 x、y、z 方向对称面上加约束。

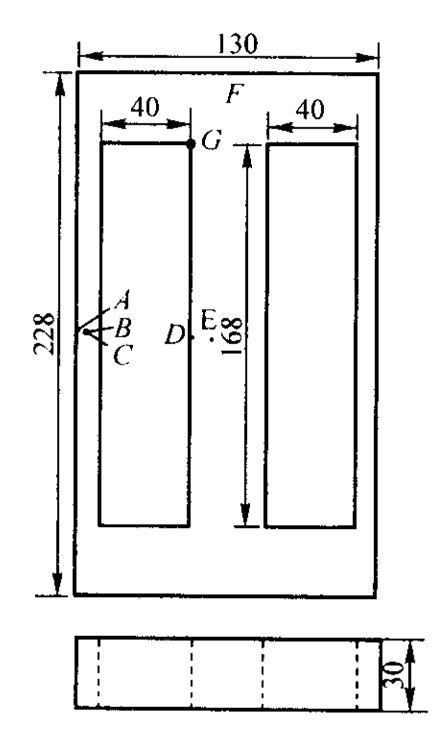


图 6.4-11　应力框试件尺寸图

在凝固过程中应力框试件逐渐收缩，并且由于各处冷却条件不同使得各部位收缩相互阻碍产生热应力。以下讨论涉及的应力框试件的细杆外侧 A、中间 B 和内侧 C、粗杆外侧 D 和中间 E 以及横梁的外侧 F 和内侧 G 点如图 6.4-11 所示。

(1) 应力框试件的冷却

图 6.4-12 为粗杆 D 点和细杆 B 点的冷却曲线及其温差变化曲线。粗杆和细杆的冷却速度分别为 $-\alpha\dfrac{\mathrm{d}T_{粗}}{\mathrm{d}t}$、$-\alpha\dfrac{\mathrm{d}T_{细}}{\mathrm{d}t}$，式中：$\alpha$ 为线性热胀系数，$T_{粗}$、$T_{细}$ 分别为粗杆和细杆的温度，t 为时间。因此粗杆和细杆的冷却速度差为：$-\alpha\dfrac{\mathrm{d}(T_{粗}-T_{细})}{\mathrm{d}t}$。从图 6.4-12 中可以看出凝固过程中存在一个临界时间 t_c，当时间小于 t_c 时，粗杆及细杆温差随时间增大而增大，曲线斜率为正且逐渐减小，这表明细杆比粗杆冷却速度快并且随时间进行两者冷却速度逐渐接近，在 t_c 时刻温差曲线导数为零，两者温差最大但冷却速度相等，而当时间大于 t_c 时，粗杆和细杆温差随时间的增大而减小，斜率为负，这表明粗杆冷却速度大于细杆冷却速度。

对于细杆外侧 A 点和内侧 C 点、粗杆外侧 D 点和中间 E 点、横梁内侧 G 点和外侧 F 点，由于它们的冷却条件不同，因此都分别存在一个与粗杆和细杆的临界时间相似的临界时间。由于它们的临界时间与粗杆和细杆相互之间的临界时间 t_c 不同，因此它们应力的变化并不完全及粗杆和细杆同步。

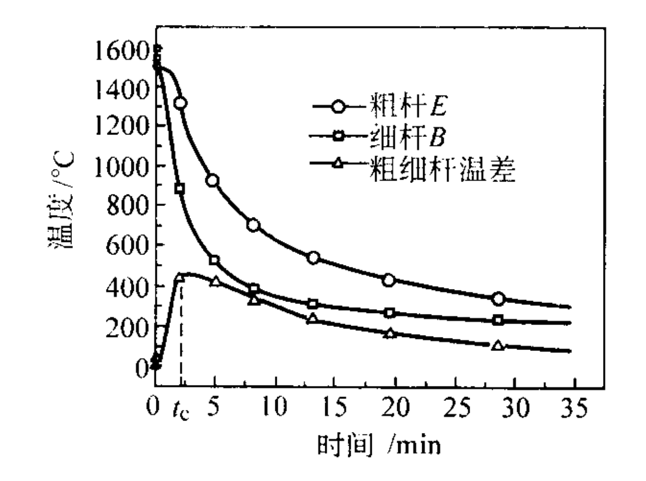


图 6.4-12　粗杆和细杆的冷却曲线及其温差曲线

(2) 应力框试件的变形和应力变化

图 6.4-13 给出了凝固过程中不同时刻的应力框试件整体变形情况，其中虚线为应力框试件初始尺寸。细杆的弯曲变形程度用细杆中间和两端的 x 方向的位移差绝对值 Δx 表示；横梁的弯曲变形程度用横梁中间和两端的 y 方向的位移差绝对值 Δy 表示，如图 6.4-13 所示。图 6.4-14 给出了细杆和横梁的弯曲程度随时间变化曲线。时间小于 t_c 时，细杆的冷却速度大于粗杆，细杆收缩速度远大于粗杆，因此横梁向内发生弯曲，随凝固进行横梁弯曲程度逐渐增大；在 t_c 时刻粗杆和细杆冷却速度相等，横梁弯曲达到最大；时间大于 t_c 时，粗杆冷却速度大于细杆，粗杆收缩速度大于细杆，因此横梁弯曲程度逐渐减小。由于凝固过程中细杆内外侧的冷却速度不同，细杆在凝固初期向内侧弯曲程度逐渐增大；当两者冷却速度相等时，弯曲最大；随凝固进行细杆弯曲度逐渐减小。

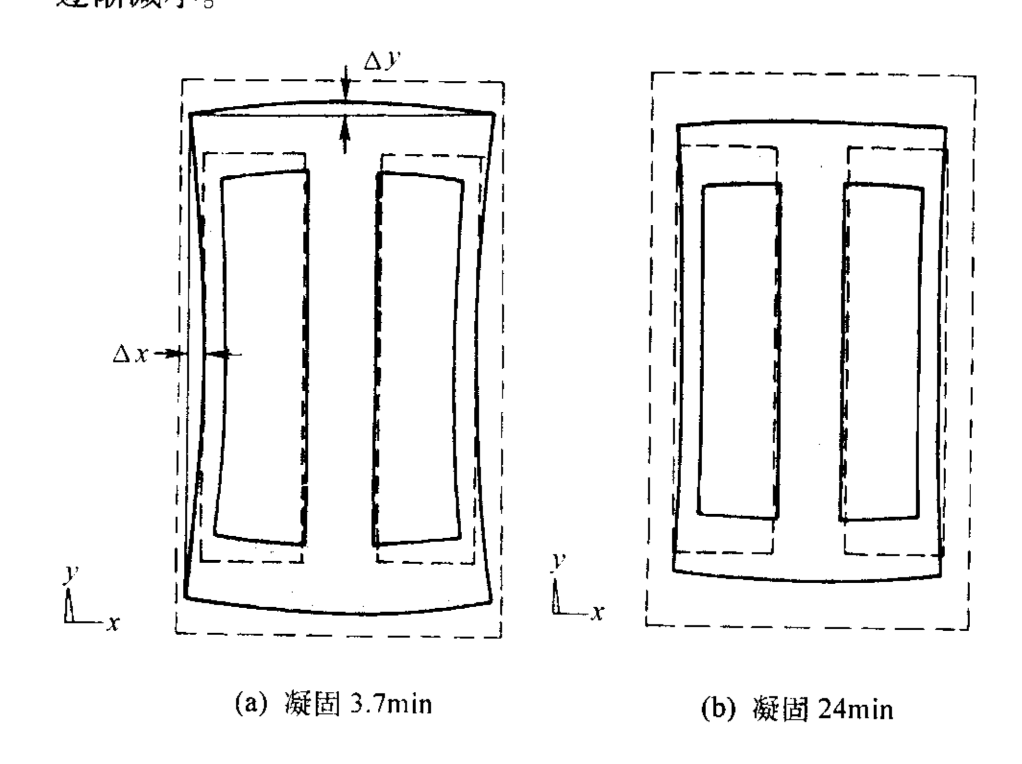


图 6.4-13　应力框试件凝固过程中的变形（放大 10 倍）

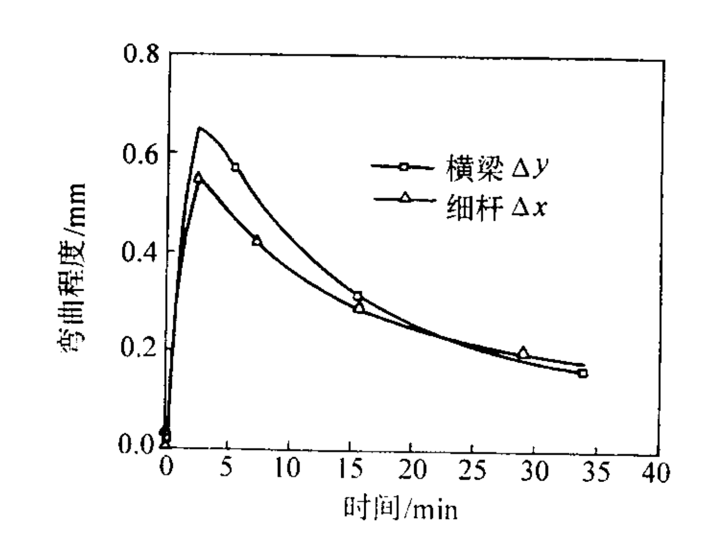


图 6.4-14　细杆和横梁的弯曲程度随时间变化曲线

图 6.4-15 给出了细杆外侧 A、中间 B 和内侧 C、粗杆外侧 D 和中间 E 的应力随时间变化曲线。从细杆中间 B 点和粗杆中间 E 点的应力变化曲线可以看出，在凝固时间小于 t_c 时，细杆收缩速度大于粗杆收缩速度，因此粗杆受到压应力，由于粗杆的阻碍作用，细杆受到拉应力；在 t_c 时刻两者冷却速度相等，粗杆和细杆分别受到最大压应力和拉应力；凝固时间大于 t_c 时，粗杆冷却速度大于细杆，细杆受压，逐渐由拉应力变为压应力，而细杆逐渐阻碍粗杆的收缩，因此粗杆受拉，由压应力逐渐变为拉应力。

从图 6.4-15 中还可以看出细杆内侧 A 和外侧 C 以及粗杆中间 E 和外侧 D 的应力变化不同。这是由于凝固初期细杆向内侧弯曲逐渐增大，因此细杆内侧受到拉应力，而外侧受到压应力，与粗杆和细杆作用对细杆造成的拉应力叠加，细杆内侧受到的拉应力更大，外侧受到的压应力较小；随凝固进行，细杆弯曲逐渐减小，细杆内侧受到压应力，而外侧受到拉应力，与粗杆和细杆作用对细杆造成的压应力叠加，细杆内侧受到的压应力更大，外侧受到的压应力较小。同样由于粗杆外侧 D 点和中间 E 点冷却条件的差异，因此该两点的受力状况不同。与粗杆和细杆相互作用叠加，在凝固初期 E 点压应力大于D 点，随凝固进行 E 点拉应力大于D 点。

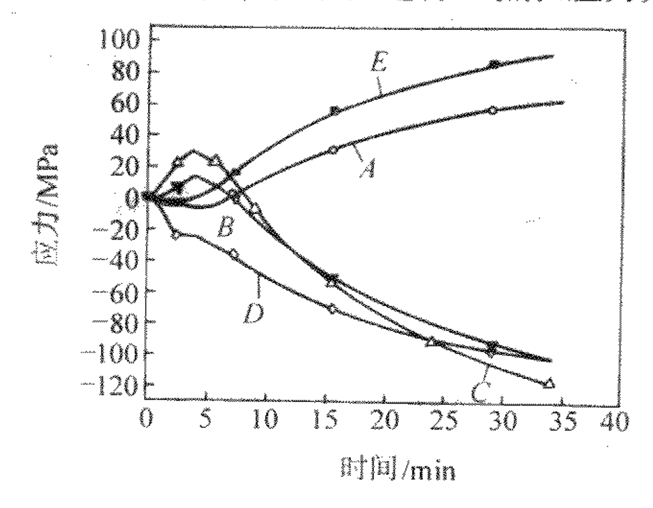


图 6.4-15 细杆内侧、中间、外侧及粗杆内侧、中间的应力随时间变化曲线

图 6.4-16 为横梁内侧 G、外侧 F 的应力随时间变化曲线。时间小于 t_c 时，随凝固进行横梁向内弯曲程度逐渐增大，因此横梁外侧受到拉应力内侧受到压应力；在 t_c 时刻横梁弯曲程度最大，其内外侧受到的拉应力和压应力最大；时间大于 t_c 时，横梁弯曲程度逐渐减小，横梁内侧逐渐受拉，外侧受压，因此内侧逐渐由压应力变化为拉应力，外侧逐渐由拉应力变化为压应力。由于横梁内外侧的应力变化不仅受粗杆和细杆相互作用的影响，还受自身内外侧冷却条件差异的影响。因此该处临界时间偏移了 t_c。

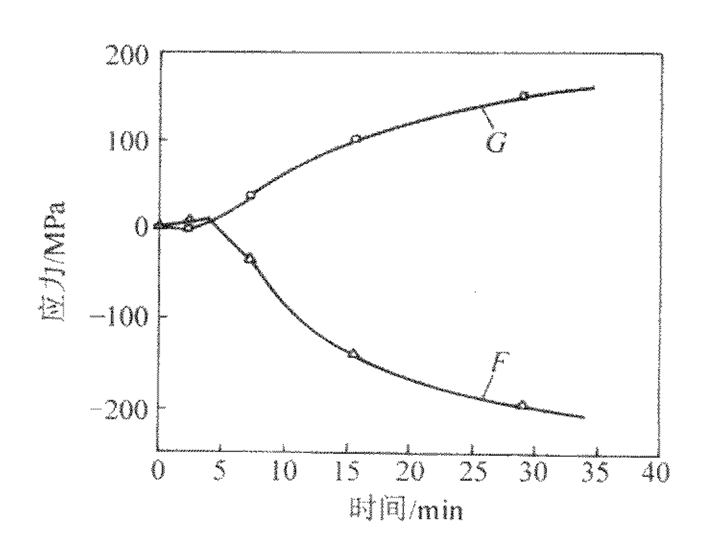


图 6.4-16 横梁内和外侧的应力随时间变化曲线

对框架形应力框试件的模拟结果和定性的理论分析相同，同时也得到了一些细节，对该应力框试件的认识更加深入。

6.3 铸件、铸型接触单元算例

陈瑶采用了 ANSYS 中的接触单元法对工字型试件进行了分析，图 6.4-17 为接触单元三维模型。图 6.4-18 为试件凝固过程中热节端变形过程，从模拟结果可以看出，冷却初期，随着铸型温度的升高，铸型发生膨胀，铸件冷却收缩。因为铸型的膨胀和铸件的收缩都是不均匀的，因此铸件与铸型边界有的部位出现空隙，而有的部位紧密接触。随着冷却的进行，砂型出现负膨胀。考虑接触单元的计算结果和没有考虑铸件、铸型相互作用的结果进行了比较，如图 6.4-19 所示。可以看出采用接触单元即考虑了砂型的阻碍作用时，铸件中间受阻部分的应力较大，而不考虑铸件、铸型相互作用时中间部分的应力较小。模拟结果表明铸件、铸型间相互作用对试件的应力发展有一定影响。

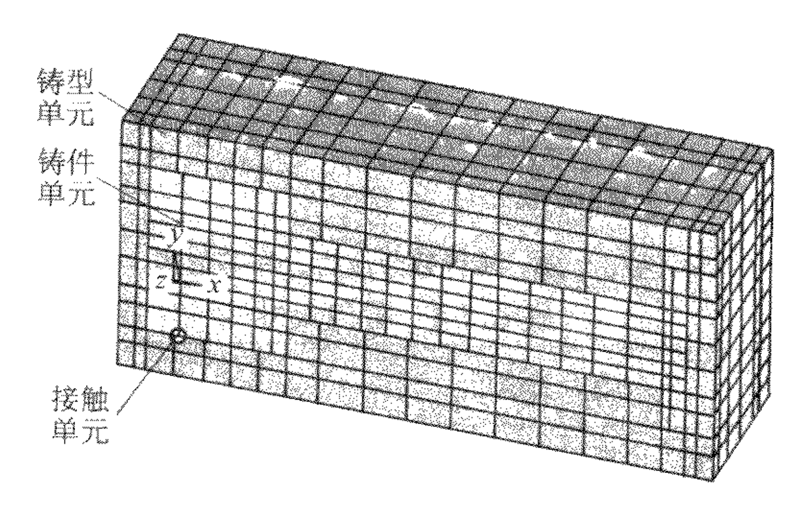
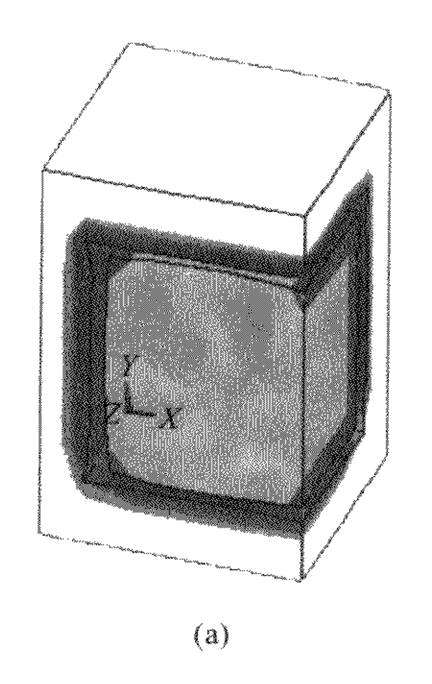
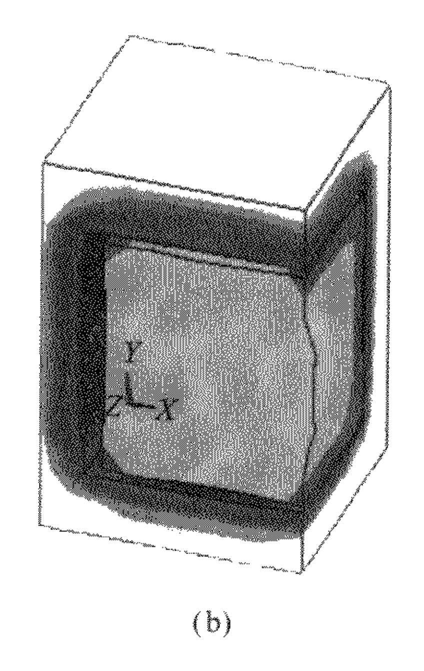


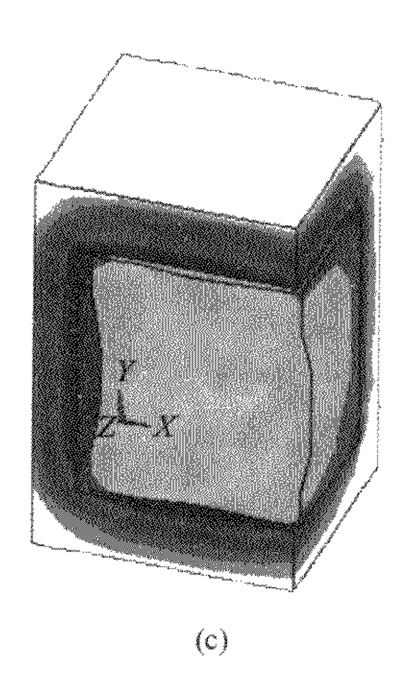
图 6.4-17 三维接触单元模型



(a)

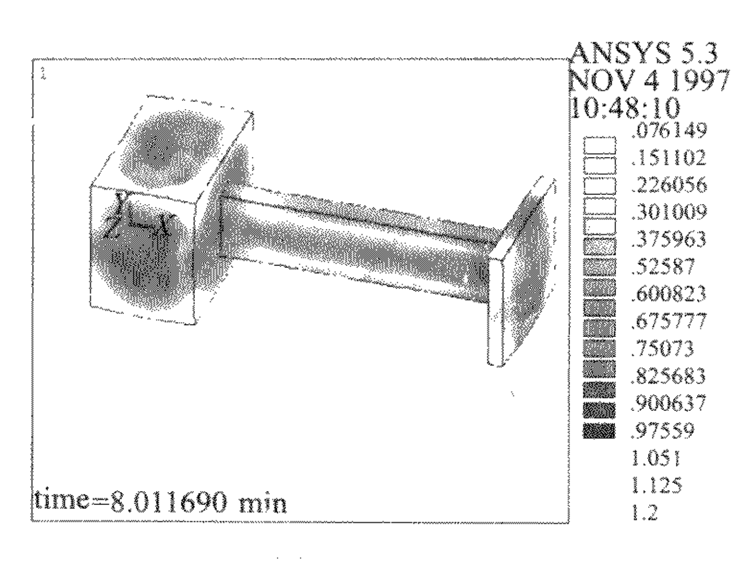


(b)

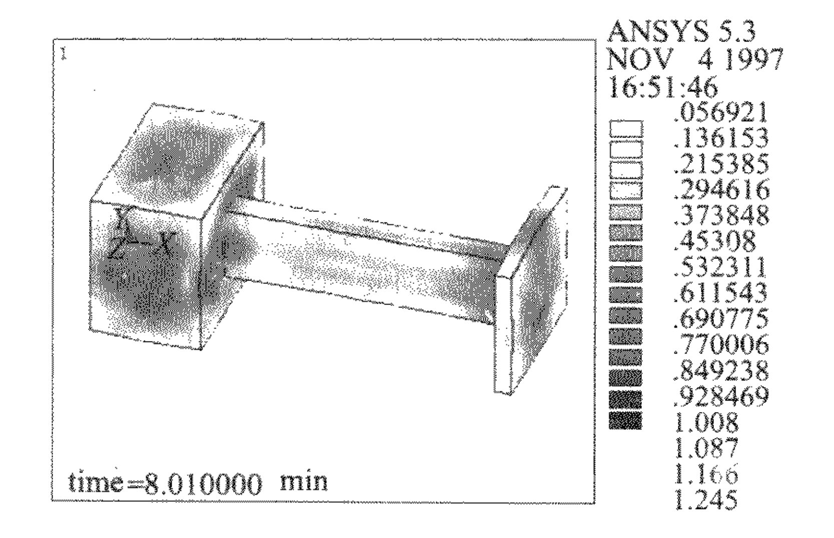


(c)

图 6.4-18 铸件、铸型局部边界变化情况
（空隙放大倍数：(a) 40 倍；(b) 20 倍；(c) 16 倍）



(a) 采用接触单元 $\bar{\sigma}/\sigma_s$



(b) 将砂型处理为完全退让性 $\bar{\sigma}/\sigma_s$

图 6.4-19 采用接触单元和不采用接触单元的计算结果比较

6.4 铸铁带轮残余应力分析

Ho－Mun Si 等人采用有限差分和有限元集成的算法，计算了铸铁带轮的应力和变形。并考察了两个不同冒口尺寸对铸件变形和应力的影响。冷却后铸件的应力分布和变形分别如图 6.4-20 和图 6.4-21 所示。两种冒口尺寸如表 6.4-4 所示。冒口尺寸对应力的影响如表 6.4-5 所示。结果表明减小冒口尺寸，应力水平降低。

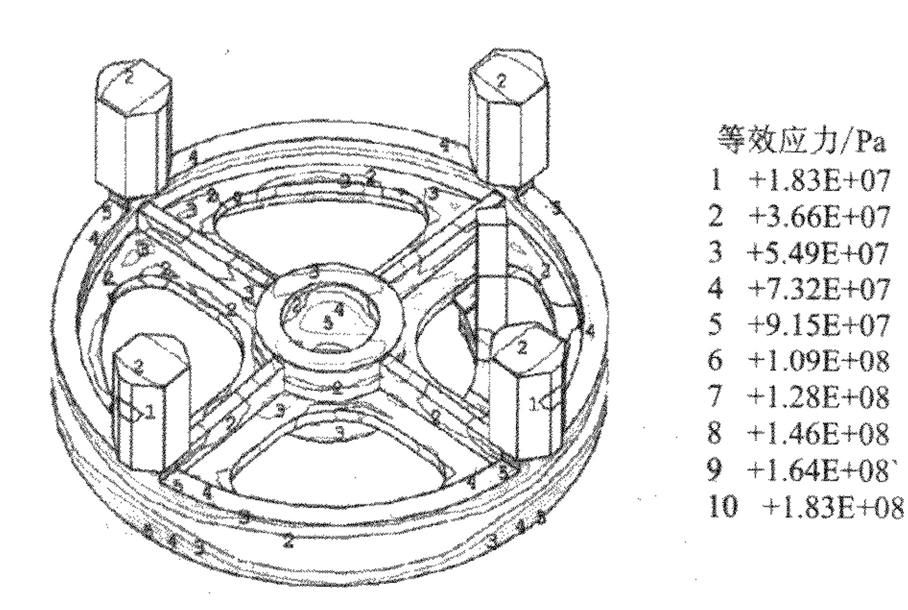
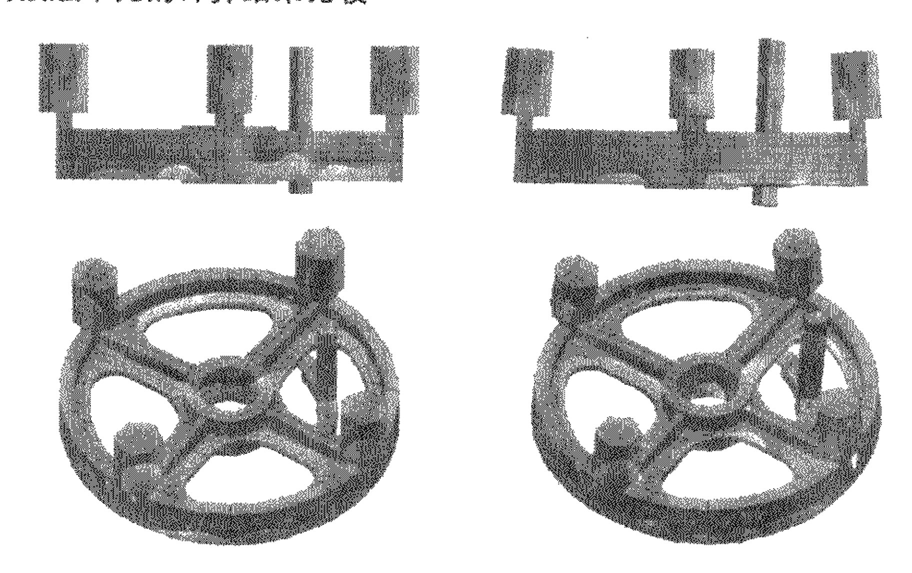


图 6.4-20 铸件残余应力分布等值线

表 6.4-4 冒口尺寸

尺　寸	方案 1	方案 2
第一个冒口的直径/mm	80	45
第二个冒口的直径/mm	98	68



(a) 冷却前　　(b) 冷却后

图 6.4-21 铸件变形过程 ×20

表 6.4-5 冒口尺寸对残余应力的影响

应力分量	最大应力/MPa		最小应力/MPa	
	方案 1	方案 2	方案 1	方案 2
σ_{xx}	152.46	157.68	－207.86	－235.65
σ_{yy}	154.81	173.17	－212.00	－233.58
σ_{zz}	134.22	78.94	－104.15	－92.59
τ_{xy}	86.11	68.76	－45.57	－61.85
τ_{xz}	70.58	38.47	－44.97	－40.26
τ_{yz}	47.47	42.56	－45.04	－37.92
等效应力	201.31	162.17	1.28	6.66

编写：康进武（清华大学）

第5章　铸件的微观组织模拟

1　引言

在上个世纪后期，铸造凝固过程数值模拟受到了广泛的重视。迄今为止，有关铸件凝固温度场和铸造充型过程的数值模拟技术发展比较成熟，对缩孔缩松、热裂等缺陷的预测研究也很深入，并已经在生产现场得到了应用。铸件凝固模拟的目的是对运动的固液界面进行时间和空间上的描述，包括对铸件完整性（有无缺陷）、微观组织及固相分数的预测。随着铸件凝固模拟的进一步深入，研究者们开始把目光转向铸件微观组织的模拟研究。铸件微观组织的形成与演变的预测也是材料科学与工程领域中的重要研究课题之一。

近十年来，研究者们提出了许多种模拟凝固组织的方法，概括起来有两大类：确定性模拟与随机性模拟。确定性模拟以凝固动力学为基础，符合晶体生长的物理背景，因此无法考虑晶体生长过程中的一些随机现象，如晶核的随机分布、随机晶向取向及等轴晶向柱状晶的转变等。随机性方法中比较有代表性的是 Monte Carlo 法与 Cellular Automaton 法。在 Monte Carlo 方法中引入了概率论，对形核位置的分布与晶粒生长取向进行随机的处理。利用 MC 法可以得到与实际金相类似的图像，并且可以体现出不同工艺参数的影响。但是，MC 模拟缺乏物理基础，其模拟时间步长与实际凝固时间无关。Cellular Automaton 法最初被用来模拟再结晶过程中的晶粒长大，后被用以模拟凝固过程中晶粒结构的形成。该方法以形核过程的物理机理和晶体生长动力学理论为基础，可以得到晶粒的尺寸大小及分布，也可以描述柱状晶的形成以及柱状晶向等轴晶的转变。后来有些研究者对其进行了修正，使之能够模拟枝晶的细微结构及分枝现象。以上模型模拟晶粒生长时都需跟踪固液界面，因此难以模拟晶粒的三维生长和详细的生长形态、内部结构。而最近备受关注的相场方法在模拟晶粒三维生长方面有独特的优势。相场理论通过微分方程反映了扩散、有序化势及热力学驱动的综合作用。相场方程的解可以描述金属系统中固液界面的形态、曲率以及界面的移动。把相场方程与温度场、溶质场、速度场等外部场耦合，则可对金属液的凝固过程进行真实的模拟。但是计算域较小，只能针对较大的过冷度，难以应用于实际的铸造过程。关于微观组织的数值模拟研究现状详细情况可参见有关文献。现在的发展趋势是将二者的优点结合，即形核过程采用随机性方法来描述，而晶粒的进一步生长则采用所谓的确定性模型。本章主要对铸件凝固组织模拟的有关理论基础及主要的模拟方法进行介绍。

2　金属凝固热力学与动力学

2.1　金属结晶的微观过程

无论是非金属还是金属，在结晶时均遵循着相同的规律，即结晶过程是形核与长大的过程。结晶时首先在液体中形成具有某一临界尺寸的晶核，然后这些晶核再不断凝聚液体中的原子而长大。形核过程与长大过程既紧密联系又相互区别。图 6.5-1 示意地表示了微小体积的液态金属的结晶过程。当液态金属过冷至理论结晶温度以下的实际结晶温度时，晶核并未立即出现，而是经过了一定时间后才开始出现第一批晶核。结晶开始前的这段停留时间称为孕育期。随着时间的推移，已形成的晶核不断长大，与此同时，液态金属中又产生第二批晶核。依此类推，原有的晶核不断长大，同时又不断产生新的第三批、第四批……晶核，就这样，液态金属中不断形核、不断长大，使液态金属越来越少，直到各个晶体相互接触，液态金属耗尽，结晶过程便告结束。由一个晶核长成的晶体，就是一个晶粒。由于各个晶核是随机形成的，其位向各不相同，所以各晶粒的位向也不相同，这样就形成一块多晶体金属。如果在结晶过程中只有一个晶核形成并长大，那么就形成一块单晶体金属。

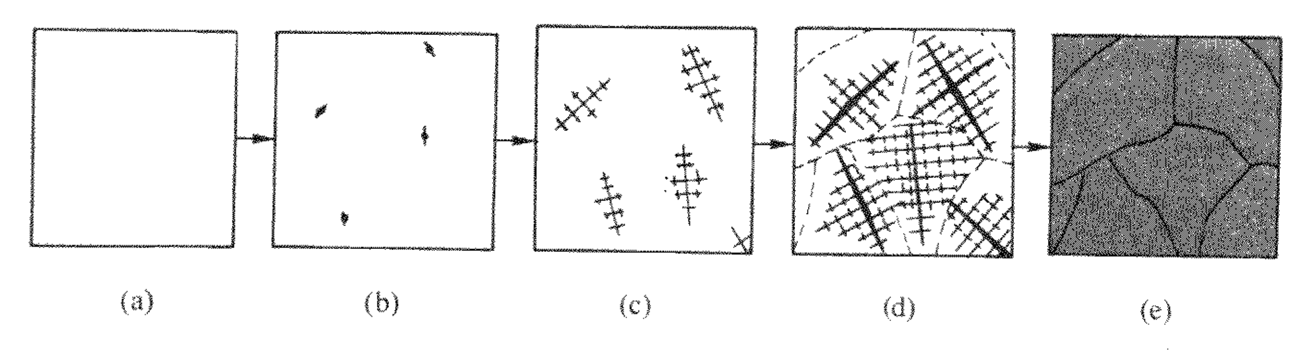


图 6.5-1　纯金属结晶过程示意图

总之，结晶过程是由形核和长大两个过程交错重叠在一起的，对一个晶粒来说，它严格地区分为形核和长大两个阶段，但从整体上来说，两者是互相重叠交织在一起的。

需要说明，液态金属内部在任何时候都存在着各种尺寸的原子团，这些原子团就是潜伏的固体晶核。但不是所有的均可长大成为晶核，其中只有半径 r 大于某个临界半径 r^* 时才能成长，长大为真正的固体晶核。而当 $r < r^*$ 时将消失，不能成长为真正的晶核。另外，由于热起伏，这些原子团瞬时形成，又瞬时消失。

当液态金属受到过冷时，开始并没有晶核生成和长大，而只有各种尺寸的原子团。经过一段时间的孕育酝酿后，原子团将会长大，晶核便要以一定的速率生成，并随之开始以一定的线速度长大。当体结晶速度达到最大点 50% 左右时，晶粒开始接触，液体中可供结晶的空间随即减少，体结晶速度马上减慢。再经过一段时间之后液体消失，结晶完毕，最后得到了多晶体的金属结构。

概括起来，液体金属的结晶分形核和核长大两个过程。其中形核分均质形核和非均质形核两种方式；晶核长大也有平面方式长大和枝晶方式长大两类。

2.2　金属凝固热力学

为什么液态金属在理论结晶温度不能结晶，而必须在一定的过冷条件下才能进行呢？这是由热力学条件决定的。由热力学可知，物质的稳定状态一定是其自由能最低的状态。在某种条件下，物质自动地从甲状态转变至乙状态，一定是甲状态的自由能较高而不稳定，乙状态的自由能较低而更稳定。物质总是力求处于自由能最低的状态，所以才发生由甲状态变至乙状态的自动转变过程，而促使这种转变发生的驱动力，就是这两种状态的自由能的差值。

金属各相的状态都有其相应的自由能。假定：①纯金

属。②常压状态。③平界面，即界面曲率为无穷大。④液相中没有热梯度，那么，状态的自由能 G 可用下式表示

$$G = H - TS \tag{6.5-1}$$

式中，H 为焓；T 为热力学温度；S 是熵。无论金属是液态还是固态，其自由能均随温度和压力的变化而变化：

$$dG = Vdp - SdT \tag{6.5-2}$$

式中，V 为体积；p 为压力。在冶金系统中，一般处理液态和固态金属时，压力可视为常数，即 $dp = 0$，所以上式可写为

$$dG/dT = -S \tag{6.5-3}$$

熵是表征系统中原子排列混乱程度的参数。温度升高，原子的活动能力提高，因而原子排列的混乱程度增加，即熵值增加，系统的自由能也就随着温度的升高而降低。图6.5-2是纯金属液固两相自由能随温度变化的示意图。由图可见，液相和固相的自由能都随着温度的升高而降低。由于液态金属原子排列的混乱程度比固态金属的大，即 $S_L > S_S$，也就是液相自由能曲线的斜率较固相的大，所以液相自由能降低得更快些。既然两条曲线的斜率不同，因而两条曲线必然在某一温度相交，此时的液固两相的自由能相等，即 $G_L = G_S$，它表示两相可以同时共存，具有同样的稳定性，既不熔化，也不结晶，处于热力学平衡状态，这一温度就是理论结晶温度 T_m。从图6.5-2还可以看出，只有当温度低于 T_m 时，固态金属的自由能才低于液态金属的自由能，液态可以自发地转变为固态。如果温度高于 T_m，液态自由能低于固态自由能，此时不但液态不能转变为固态，相反，固态金属还要熔化为液态。因为只有这样，自由能才能降低，过程才可以自动进行。由此可见，液态金属要结晶，其结晶温度一定要低于理论结晶温度 T_m，此时的固态金属自由能低于液态金属的自由能，两相自由能之差构成了金属结晶的驱动力。

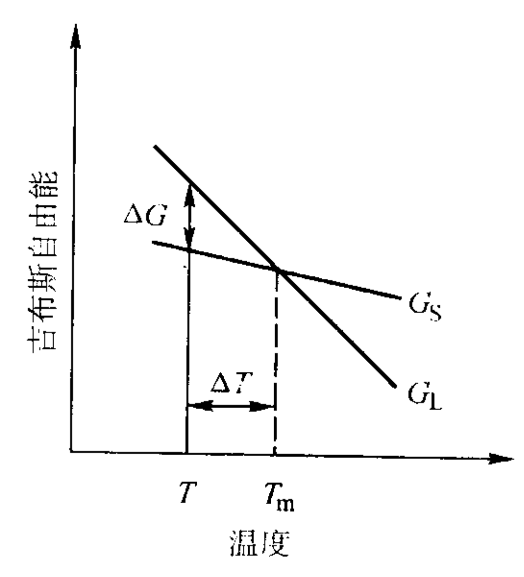


图6.5-2　液相和固相自由能随温度变化示意图

因为 $\Delta G = G_L - G_S$，所以由式（6.5-1）可知

$$\Delta G = H_L - TS_L - (H_S - TS_S) = (H_L - H_S) - T(S_L - S_S) \tag{6.5-4}$$

式中，$H_L - H_S = L$，即熔化潜热。当结晶温度 $T = T_m$ 时，$\Delta G = 0$，即

$$L = T_m(S_L - S_S) = T_m\Delta S \tag{6.5-5}$$

当 $T < T_m$ 时，由于 ΔS 的变化很小，可以视为常数，将式（6.5-5）代入式（6.5-4），即得

$$\Delta G = L - T\frac{L}{T_m} = L\left(1 - \frac{T}{T_m}\right) = L\frac{\Delta T}{T_m} \tag{6.5-6}$$

由此可见，两相自由能之差 ΔG 与过冷度 ΔT 成正比，即 ΔG 随过冷度 ΔT 的增大而呈直线增加。当 ΔT 等于零时，ΔG 也等于零。

要获得结晶过程所必需的驱动力，一定要使实际结晶温度低于理论结晶温度，这样才能满足结晶的热力学条件。过冷度越大，液固两相自由能的差值越大，即相变驱动力越大，结晶速度便越快，这就说明了金属结晶时为什么必须过冷的根本原因。

热力学没有对过冷度作进一步的分类，它只是简单地说明过冷度对凝固的发生是必须的。然而为了更深刻地理解这种现象，我们引入了动力学的相关理论，来阐明在金属凝固结晶过程中所涉及的过冷现象。

2.3　界面过冷动力学

（1）动力学过冷

过冷的概念可以通过界面上的原子动力学来理解。固液界面向前推移时，由于存在下面两种不同的原子过程而导致在界面上发生原子传输：①固相中的原子→液相中的原子，即熔化；②液相中的原子→固相中的原子，即凝固。

原子传输速度为

$$\text{熔化速率}\ (S\to L):\left(\frac{dn}{dt}\right)_M = P_M n_S v_S \exp\left(-\frac{\Delta G_M}{k_B T}\right) \tag{6.5-7}$$

$$\text{凝固速率}\ (L\to S):\left(\frac{dn}{dt}\right)_S = P_S n_L v_L \exp\left(-\frac{\Delta G_S}{k_B T}\right) \tag{6.5-8}$$

式中，n_S 和 n_L 分别为固、液界面上单位面积的原子数；v_S 和 v_L 分别为固、液相原子的振动频率；ΔG_M 和 ΔG_S 分别为熔化和凝固过程中一个原子穿越界面的激活能；P_M 和 P_S 分别为熔化和凝固过程中一个原子穿越界面的几率；k_B 表示 Boltzman 常数。

在平衡状态下，界面上的原子流率是相等的：

$$(dn/dt)_M = (dn/dt)_S \tag{6.5-9}$$

这样，两条曲线必定相交于 T_e（见图6.5-3）。当发生凝固时，从 L 中迁移到 S 中的原子一定多于从 S 中到 L。因此凝固界面必定处于一个比 T_e 较低的温度，这就是所谓的动力学过冷 ΔT_k。对金属而言，动力学过冷度一般在 0.01～0.05 K 数量级。

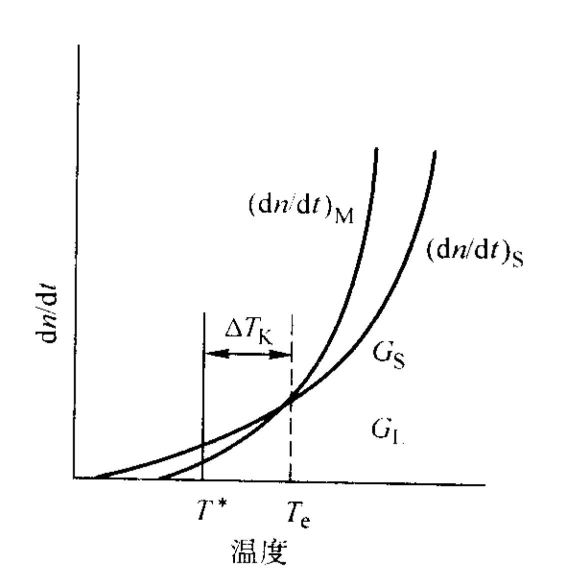


图6.5-3　基于原子迁移动力学考虑而需要的动力学过冷

另外，在前述的热力学条件推导过程中，我们引入了四个假设：纯金属、平界面、常压及液相均温。当取消这些假设时，体系的自由能将会增加为

$$\Delta F_v = \Delta G_r + \Delta G_T + \Delta G_c + \Delta F_p \tag{6.5-10}$$

等式右边四项分别对应于曲率、温度、成分及压力变化所引起的自由能变化。下面将进行逐一介绍各项的计算。

(2) 曲率过冷

迄今为止，在计算平衡温度时，都是假设液固界面为平界面，或是曲率无限大。但在实际的凝固过程中，这种情况极为少见，在凝固初始阶段更不会发生。因为凝固是在液相中的某一点上被激发，或是发生在容器壁上。当液相中的固

相颗粒的体积减小时，比表面增加，界面能在整个自由能中所占的比重增大。因此，当液固系统中颗粒尺寸减小时，固相的总自由能增加。这将导致熔点（平衡温度）的降低。

如果凝固发生在液相中，我们假定颗粒呈球形，那么必须考虑由于界面的出现导致的自由能（与体自由能 ΔG_V 不同）。这个附加的自由能由于新界面的出现造成的，是界面曲率的函数。

在二维情况下，曲率 K 定义为

$$K=\frac{1}{r} \tag{6.5-11}$$

三维时，曲率指表面积变化除以相应的体积变化量：

$$K=\frac{\mathrm{d}A}{\mathrm{d}V}=\frac{1}{r_1}+\frac{1}{r_2} \tag{6.5-12}$$

式中，r_1 和 r_2 指曲面的主半径（对一个给定的曲面来说，其最大和最小半径）。对球体而言，$r_1=r_2$，故 $K=2/r$；

对圆柱体来说，$r_1=\infty$，$r_2=r$，有 $K=1/r$。

假设球形固相颗粒的半径为 r，当颗粒长大 $\mathrm{d}r$ 时，由于形成新表面需要作的功为：$\mathrm{d}(4\pi r^2\sigma)/\mathrm{d}r$，它等于体积自由能的下降，即 $\mathrm{d}(4\pi r^3\Delta G_V/3)/\mathrm{d}r$，联立，得

$$\Delta G_V=\frac{2\sigma}{r}=\sigma K \tag{6.5-13}$$

式中，σ 是液－固界面能。平衡态时，由于 $\Delta G_V=L\dfrac{\Delta T_r}{T_m}$（$T_m$—纯金属的熔点，$L$—熔化潜热），故有

$$\Delta T_r=\frac{\sigma T_m}{L}K=\Gamma K \tag{6.5-14}$$

式中，ΔT_r 是曲率过冷度，是由于曲率引起平衡熔点的下降造成的；$\Gamma=\sigma/\Delta S_m$，为 Gibbs－Thompson 系数；ΔS_m 为熔化熵。

（3）热过冷

对于液相中存在温度梯度的情况，液相中会出现热过冷。只要固相形核和生长较快，在纯金属的固液界面前沿只可能出现动力学过冷和曲率过冷。但是，如果形核遇到困难，或是固相的生长落后于液相中热量的排出，就会出现热过冷 ΔT_T。对于纯金属的平面生长，当忽略曲率过冷时，热过冷可近似认为

$$\Delta T_T=T_e-T^* \tag{6.5-15}$$

式中，T^* 是界面的温度。相应的自由能增加为

$$\Delta G_T=\Delta S_m(T_e-T^*) \tag{6.5-16}$$

某些情况下，金属可以在凝固前发生较大的过冷。如纯铁可过冷到其平衡熔点以下 300℃。

（4）成分过冷

以上讨论都是针对纯金属。对于合金，溶质场的存在引入了另一项附加的自由能变化。这是由于合金元素在固、液相中的溶解度不同造成的，称为成分过冷或溶质过冷（ΔT_c）。如图 6.5-4 所示，左上方的图是温度－成分曲线，即相图。在温度 T_S 时固相成分为 C_0，对应的液相成分为 C_0/k（k 表示溶质平衡分配系数）。经过转换，可得到所对应的成分－距离（x）曲线，如右下图所示。图中的 δ_c 指扩散边界层，这是由于界面处液相中的溶质浓度（C_0/k）高于远处液相中的浓度（C_0），造成液相中的成分 C_L 从界面处向远处逐渐降低。

右上角的图表示的是温度－距离的关系。它表明边界层的液相线温度不是恒定的，是从界面处的 T_S 升高到远处液相中的 T_L。这是由于成分变化引起的，从界面处的 C_0/k（温度 T_S）转变到远处液相中的 C_0（温度 T_L）。当液相中的温度实际分布低于这个液相线分布曲线时，就会在凝固前沿产生过冷，如图 6.5-5 所示。成分过冷由下式计算：

$$\Delta T_c=T_L-T^*=-m(C_L^*-C_0) \tag{6.5-17}$$

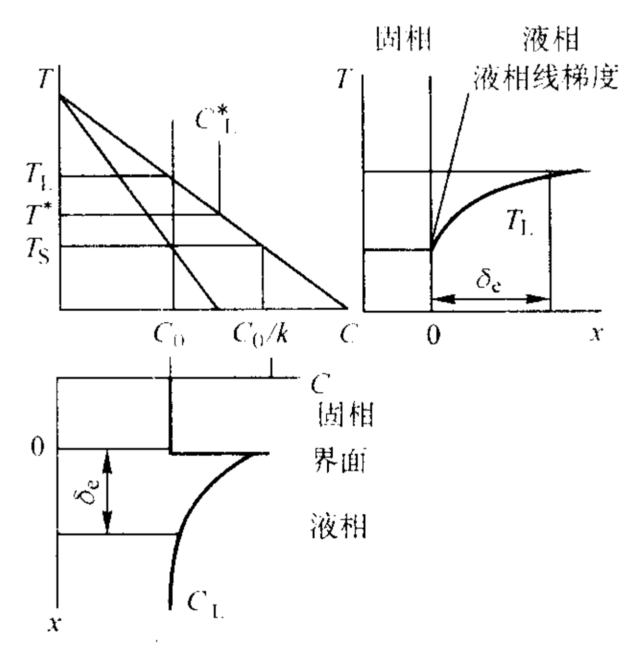


图 6.5-4　固液界面前方的温度与溶质分布

注：k 表示溶质平衡分配系数。

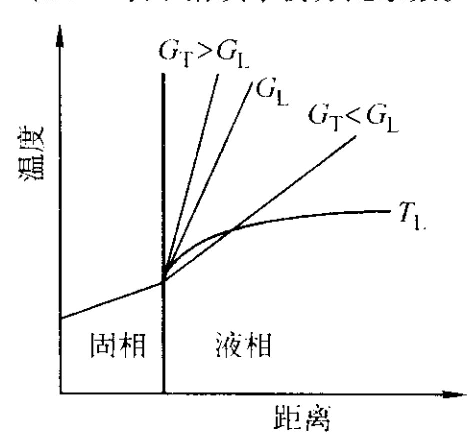


图 6.5-5　成分过冷形成示意图

（5）压力过冷

如果在固液界面上存在局部压力或压力作用在整个系统上，液相和固相的自由能 ΔF 随压力 Δp 和温度 ΔT 的变化而改变为

$$\Delta F_L=V_L\Delta p-S_L\Delta T \tag{6.5-18}$$

$$\Delta F_S=V_S\Delta p-S_S\Delta T \tag{6.5-19}$$

凝聚态物质（液相和固相）的内能、体积和熵在给定的状态下基本没什么变化，这种假设是正确的。因此，在平衡状态下，$\Delta F_L=\Delta F_S$，因压力而引起的平衡温度的变化为

$$\Delta T_p=\frac{\Delta p\Delta V}{\Delta S_m} \tag{6.5-20}$$

这就是著名的克拉柏龙方程（Clapeyron Equation）。对金属而言，压力过冷度极小，数量级为 10^{-2} K/atm（1 atm = 0.1 MPa）。因此压力的变化对熔点的影响微乎其微。然而，在某些情况下，如固液界面的颗粒吞并问题，局部压力可以达到极高的数值，此时 ΔT_p 变得非常重要。

（6）局部界面平衡

对于典型的铸造凝固过程，遵循局部界面平衡假设。然而，界面温度将不再如相图上表明的只是成分的函数，界面曲率、热和溶质扩散都将会影响界面的过冷度。因此为了表示固液界面上的局部平衡，必须考虑各种因素对界面过冷度的影响。界面上的总过冷度 ΔT 将是上述所有过冷度的代数和：

$$\Delta T=\Delta T_k+\Delta T_r+\Delta T_c+\Delta T_T+\Delta T_P \tag{6.5-21}$$

忽略动力学和压力过冷度，并且由于 $T_L=T_m+mC_0$，及 $\Delta T_c=m(C_0-C_L^*)$，在局部平衡条件下界面温度为

$$T^*=T_L-\Delta T_T-\Delta T_r-\Delta T_c=T_m-\Delta T_T+mC_L^*-\Gamma K \tag{6.5-22}$$

式中，T_m 指纯金属的熔点；m 为相图上液相线的斜率。各种过冷在相图上的表达见图 6.5-6。

2.4　形核

介稳定的液态金属通过起伏作用在某些微观小区域内形成稳定存在的晶态小质点的过程称为形核。

形核的首要条件是体系必须处于介稳态以提供相变驱动

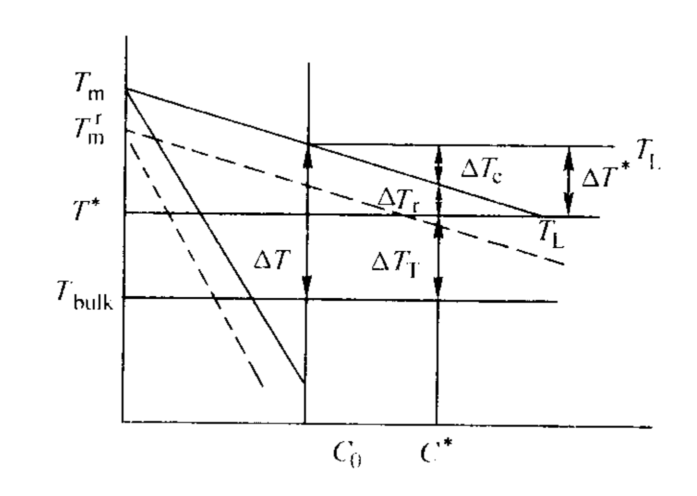


图6.5-6　过冷度在相图中的表达示意图

T^*—界面温度；T_{bulk}—远离界面处的整体液相的温度

力；其次，需要通过起伏作用克服能障才能形成稳定存在的晶核并确保其进一步生长。形核过程是液体中的游动原子集团逐渐长大到一定尺寸，形成固体质点（即稳定的原子集团），使周围原子能向上堆砌的过程。实践证明最本质的形核方式有两种：

1）均质形核　由游动的原子集团自己逐渐长大而形成晶核的过程，因此也称自发形核。均质形核是在没有任何外来界面的均匀熔体中的生核过程。因此均质形核在熔体各处几率相同，晶核的全部固液界面皆由生核过程提供，热力学能障大，所需的驱动力也较大。理想液态金属的形核过程就是均质形核。

2）非均质形核　在不均匀的熔体中依靠外来杂质或型壁界面提供的衬底进行形核的过程，也称非自发形核。这些外来质点往往有促进和催化形核的作用，可以是悬浮于液相中的夹杂颗粒、金属表面的氧化膜及铸型的内表面等。因此，非均质形核优先发生在外来界面处，热力学能障小，所需的驱动力也较小。实际金属的形核过程一般都是非均质形核。

然而有些时候，在并没有向熔体中添加形核剂的情况下，液态金属在小的过冷度下仍然能形成大量的等轴晶。实验结果表明，动力学条件也会对形核过程产生影响。因此，提出了所谓的“动力学形核模型”。

3）动力学形核　实际上考虑的是凝固过程中过冷液相中因为某些动力学原因而导致自由晶的形成，这些晶粒可作为进一步长大的核心。实验研究表明，自由晶的形成有三种机理：①游离晶的形成。大野笃美等认为在凝固壳层形成之前型壁上产生的晶体随流体流动而发生游离，成为熔体内部中心等轴晶的主要来源之一。②枝晶熔断理论。Jackson认为固液两相区内的枝晶发生熔断，被液流带入液相区。③自由表面凝固形成“晶雨”。

对于均质形核，临界晶核半径 r^* 及相应的最大形核功 ΔG_{ho}^* 为

$$r^* = \frac{2\sigma}{\Delta G_V} = \frac{2\sigma T_m}{L\Delta T} \qquad (6.5\text{-}23)$$

$$\Delta G_{ho}^* = -\frac{4}{3}\pi r^{*3}\Delta G_V + 4\pi r^{*2}\sigma = \frac{16}{3}\pi\sigma^3\left(\frac{T_m}{L\Delta T}\right)^2 \qquad (6.5\text{-}24)$$

式中，σ 为液固界面能，ΔG_V 为体积自由能。而非均质形核的临界半径 r^* 及最大形核功 ΔG_{he}^* 为

$$r^* = \frac{2\sigma}{\Delta G_V} = \frac{2\sigma T_m}{L\Delta T} \qquad (6.5\text{-}25)$$

$$\Delta G_{he}^* = \frac{16\pi\sigma^3}{3\Delta G_V^2}\left(\frac{2-3\cos\theta+\cos^3\theta}{4}\right) = \Delta G_{ho}^* f(\theta) \qquad (6.5\text{-}26)$$

式中，θ 为润湿角。非均质形核功与均质形核功之比为

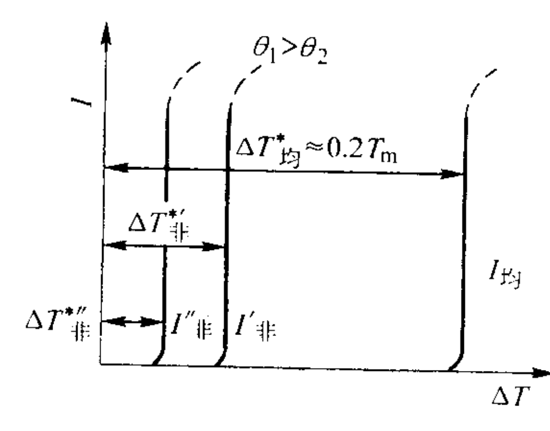
$$f(\theta) = \frac{2-3\cos\theta+\cos^3\theta}{4} \qquad (6.5\text{-}27)$$

虽然均质形核与非均质形核的临界半径的表达式一样，但是对非均质形核来说，临界晶核（晶胚）仅仅是球体的一部分，因而所包含的原子数目要少得多，这样的晶胚易于形成。另外质点被新相润湿的能力越强，则 θ 越小，同一半径的临界晶核的体积就越小，所包含的原子数也越少，因而在更小的过冷度下就能形核。另外，由于均质生核需要克服高能量障碍，所需过冷度是很大的，一般凝固条件下几乎无法实现。而金属中存在大量杂质，这些质点在生核所涉及的微观区域内将提供数量巨大的外来界面。它们程度不同地对形核过程起着“催化”作用，促使液态金属在较小的过冷度下进行非均质生核。可见，在实际生产过程中大量遇到的是非均质形核。非均质形核的形核率为

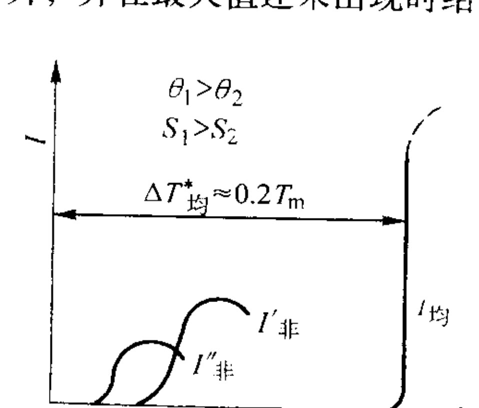
$$I^* = I_1\exp\left[-\left(\frac{\Delta G_{he}^* + \Delta G_d}{kT}\right)\right] \qquad (6.5\text{-}28)$$

式中，I_1 为一些常数项合并的系数；ΔG_d 为液态金属原子穿越固液界面时的扩散激活能。

形核率实际上就是形成临界晶核所必须的能量起伏的几率与液态金属原子穿越固液界面添加到临界晶核上以形成一个稳定晶核的几率的组合。前者主要取决于指数项 $e^{-\Delta G_{he}^*/kT}$，是相变驱动力的量度。由于 ΔG_{he}^* 与 ΔT^2 成反比，因此其影响随 ΔT 的增加而急速上升。后者主要取决于指数项 $e^{-\Delta G_d/kT}$，是原子可动性的量度，其影响随 ΔT 的增加而下降。由于 ΔG_d 随温度而变化的情况不同，其下降速率也大不相同，这就影响到该项作用的大小，进而影响到形核率随 ΔT 而变化的特征。对金属结晶来说，ΔG_d 随温度的变化非常小，因此即使在低温下指数项 $e^{-\Delta G_d/kT}$ 也很难起到主要作用。也就是说，形核率主要受到指数项 $e^{-\Delta G_{he}^*/kT}$ 的控制。形核率随过冷度变化的规律如图6.5-7所示。在形核临界过冷度范围内，由于形核功较大，形核率基本为零；当到达临界过冷度时，晶核几乎以不连续的方式出现，然后迅速上升，并在最大值还未出现时结晶过程即告结束。



(a) 由形核率公式得出的曲线



(b) 考虑到形核衬底面积影响后的形核曲线

图6.5-7　金属结晶的形核率曲线

$I'_{非}$—润湿角为 θ_1 时的形核率曲线；$I''_{非}$—润湿角为 θ_2 时的形核率曲线

但是，上式中没有考虑到形核衬底面积变化对非均质形核率的影响。随着晶核在衬底上的铺展，新生晶核能利用的衬底面积必然减少，导致实际的形核率下降，故实际形核率曲线应如图 6.5-7b 所示，即形核率从某一较小的临界过冷度处上升，达到最大值后下降，并在衬底面积全部被晶核铺满时中断。

2.5 生长

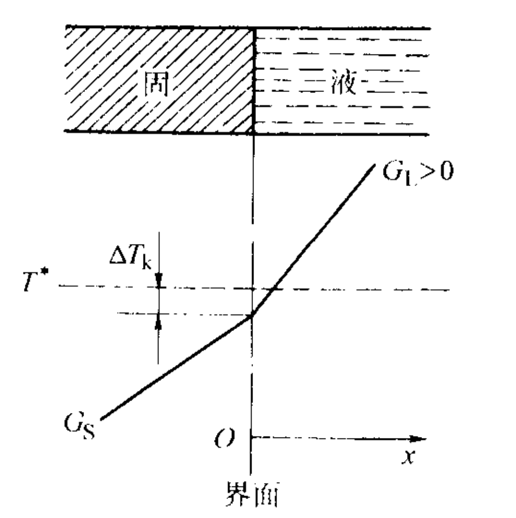
液体金属中形核以后，液体中的原子陆续向晶体表面排列堆砌，晶体便不断长大。因此晶体的生长是液相中原子向晶体表面的堆砌过程，也是固液界面不断向前推移的过程。晶体的生长主要受以下因素的影响：①界面前沿的温度条件。②界面的结构。③对合金而言，还与界面前的浓度及合金本身的性质有关。

(1) 固液界面前沿的局部温度分布

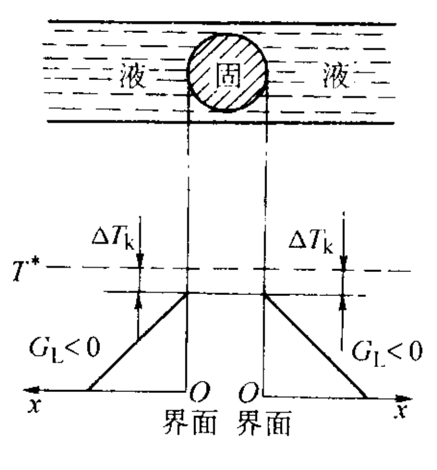
固液界面前方的局部温度分布是控制晶体生长行为的重要因素之一。根据凝固过程的传热情况，固液界面前方存在着两种不同的温度分布（见图 6.5-8）。

1) 正温度梯度分布。此时液相温度高于固相温度，即液相中的温度梯度大于 0，热量只有通过固相才能排出，其特点是热流方向与晶体生长方向相反。

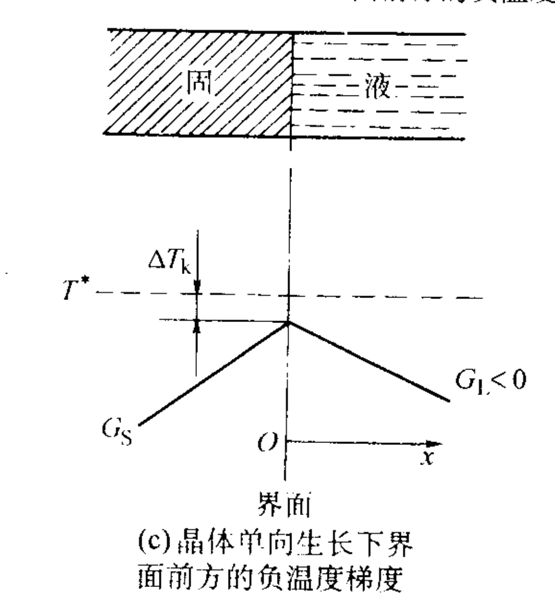
2) 负温度梯度分布。此时液相中的温度梯度小于 0，通过向液相中排出结晶潜热使得凝固继续进行。热流方向与晶体生长方向相同。



(a) 界面前方的正温度梯度



(b) 晶体自由生长下界面前方的负温度梯度



(c) 晶体单向生长下界面前方的负温度梯度

图 6.5-8 固液界面前沿温度的分布方式

(2) 界面的结构

既然晶体的生长是向生长表面的堆砌，则界面原子的结构对原子的堆砌方式和堆砌速度有很大影响，从而影响着晶体的生长方式、生长速度和最终的形态。从原子尺度看，固液界面的结构可分为两大类：

1) 粗糙界面 界面固相一侧的点阵位置只有 50% 左右被固相原子占据。

2) 光滑界面 固相表面的点阵位置几乎全部为固相原子所占据，只留下少数空位；或者在充满固相原子的界面上存在有少数不稳定的、孤立的固相原子。这些原子是不稳定的，时而脱离，时而长上，此起彼落。但总的来说界面是平整的。

(3) 界面生长机理

根据固液界面微观结构的不同，晶体可以通过三种不同的机理进行生长。生长速度受过冷度支配，但它们之间的依赖关系却随生长机理的不同而不同。因此生长动力学规律与界面的微观结构及其具体的生长机理密切相关。①连续生长机理，即粗糙界面的生长。②二维生核生长机制，即完整光滑界面的生长。③从缺陷处生长机理，即非完整界面的生长。其中又分为螺旋位错生长、旋转孪晶生长及反射孪晶生长机制。研究指出，连续生长速度 R 与过冷度 ΔT 成正比：

$$R=\mu_1\Delta T \tag{6.5-29}$$

式中，μ_1 为连续生长动力学常数。

对二维晶核的台阶长大方式，其生长速度为

$$R=\mu_2 e^{-b/\Delta T} \tag{6.5-30}$$

式中，μ_2 为生长动力学常数；b 为系数。

对螺旋位错机制长大，生长速度与过冷度呈抛物线关系为

$$R=\mu_3\Delta T^2 \tag{6.5-31}$$

式中，μ_3 为生长动力学常数。

可见，生长速度最快的是粗糙界面的连续生长。因为其界面上分布有大量的现成台阶，液相原子可以在界面各处堆砌而连续生长；螺旋位错生长机理的速度小于前者。但当过冷度增加时，界面上螺旋位错的密度增加，生长加快。当过冷度超过某一值后，界面上螺旋位错大量出现，就变得和粗糙界面一样。二维台阶形核生长由于需要形成新晶核，因而需要很大的过冷才能发生，生长速度相对较慢（见图 6.5-9）。

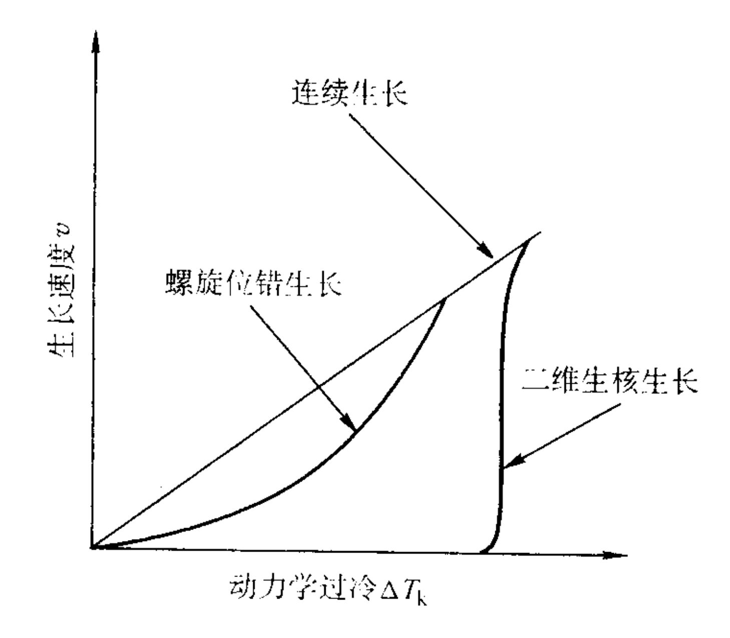


图 6.5-9 不同生长机理时的生长速度比较

对合金而言，晶体的生长除了与固液界面结构以及界面处的温度条件有关外，还与界面前沿的溶质浓度分布有关。在一般的铸造条件下，合金以枝晶方式生长。在铸件中存在着三种枝晶：①纯金属的等轴晶生长，其长大过程由热扩散控制。②合金的等轴晶生长，其长大过程由热扩散及溶质扩散两者控制。③合金的柱状树枝晶，由于存在着正的温度梯度，其长大过程主要由溶质扩散控制。这三种枝晶的形成过程以及枝晶间距，主要取决于固液界面（枝晶端头）前沿熔体的温度场和溶质浓度场（对于固溶体合金）。

图 6.5-10a、b 为纯金属的平面生长和等轴生长。平面生长时，$G_L>0$；等轴生长时，$G_L<0$（由热过冷引起），固液界面上释放的结晶潜热依靠周围过冷的熔体排出。由于三维方向的过冷条件相同，所以晶体能够按照自己的晶体学取

向以相近的生长速度向三维方向等轴生长（对于立方晶体为 <100> 方向）。由于纯金属熔体的过冷是热过冷，故纯金属的等轴晶也称为热枝晶。图 6.5-10c、d 是浓度为 C_0 的单相合金形成的柱状晶和等轴晶。两者均有成分过冷，因此不论温度梯度是正是负，都能呈枝状生长。不过，当 $G_L>0$ 时，潜热与单向热流一起由固相排出（强制生长）而形成柱状晶；当 $G_L<0$ 时，潜热由过冷的熔体排出，晶体沿着与热流一致的方向自由生长而成为等轴晶。

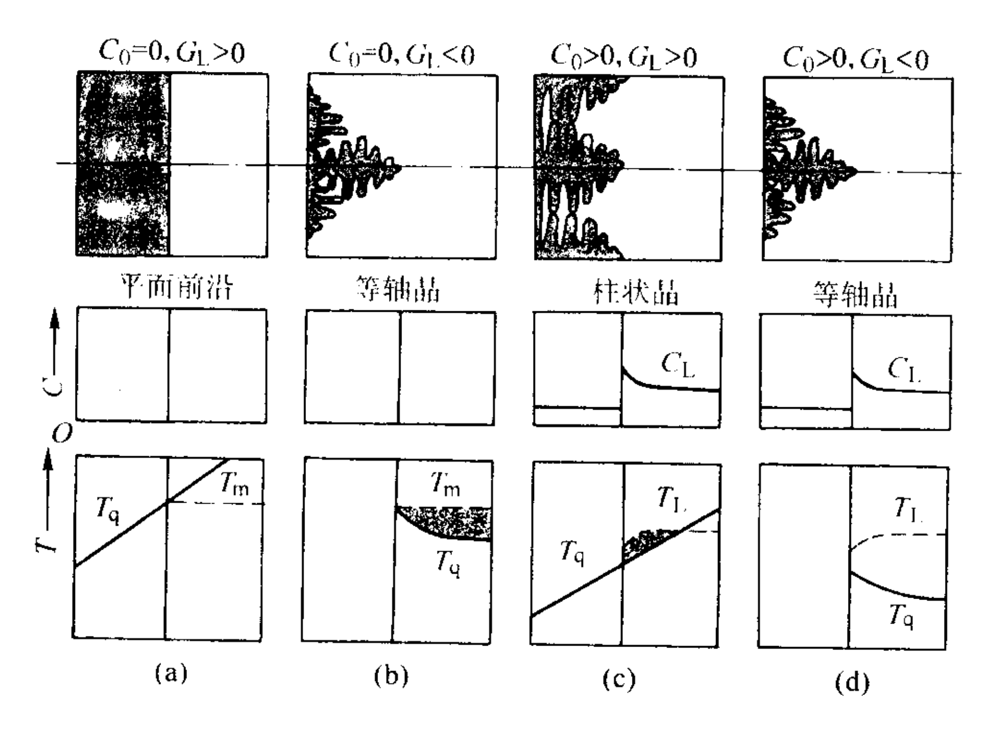


图 6.5-10 枝晶固 - 液界面前沿的温度场和浓度场

T_m —纯金属熔点温度；T_L —合金液相温度；

T_q —金属实际温度；C_L —合金液相成分

3 微观组织模拟的数学模型

3.1 宏观传输方程

为了准确地预测金属凝固过程中微观组织的形成，我们必须对铸件的温度场进行准确求解。通过求解能量方程，可获得不同时刻、不同位置的温度分布情况。而对于合金而言，我们还需要知道溶质的浓度分布，只有这样，才能对微观组织的形核与生长做出准确的描述。因此，对于合金的凝固过程，则需要联立求解能量守恒方程和溶质守恒方程。

在金属凝固过程中，由于液相中各部分温度或成分不同，造成液相的密度不同，从而引起浮力的产生。这种浮力是自然对流产生的驱动力，当浮力大于液体的黏滞力时，就会产生对流；浮力很大时，甚至会产生紊流。当考虑自然对流的影响时，动量守恒方程、能量守恒方程、溶质守恒方程中都会出现由于对流引起的对流项与扩散项。而在传统的传热计算中，金属液中的传热往往只考虑导热现象忽略了自然对流的影响。

在考虑液相金属中存在层流自然对流的情况时，描述合金凝固过程质量、动量、能量和溶质守恒的模型方程如下：

连续方程

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho)+\nabla(\rho\vec{V})=0 \qquad (6.5\text{-}32)$$

动量方程

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho u)+\nabla(\rho\vec{V}u) = \nabla\left(\mu_l\frac{\rho}{\rho_l}\nabla u\right)-\frac{\mu_l}{K_x}\frac{\rho}{\rho_l}(u-u_s)-\frac{\partial P}{\partial x} \qquad (6.5\text{-}33)$$

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho v)+\nabla(\rho\vec{V}v)=\nabla\left(\mu_l\frac{\rho}{\rho_l}\nabla v\right)-\frac{\mu_l}{K_y}\frac{\rho}{\rho_l}(v-v_s)-\frac{\partial p}{\partial y} \qquad (6.5\text{-}34)$$

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho w)+\nabla(\rho\vec{V}w)=\nabla\left(\mu_l\frac{\rho}{\rho_l}\nabla w\right)-\frac{\mu_l}{K_z}\frac{\rho}{\rho_l}(w-w_s) -\frac{\partial P}{\partial z}+\rho g[\beta_T(T-T_{ref})+\beta_C(C_l-C_{l,ref})] \qquad (6.5\text{-}35)$$

能量方程

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho h)+\nabla(\rho\vec{V}h)=\nabla\left(\frac{\lambda}{c_s}\nabla h\right)+\nabla\left[\frac{\lambda}{c_s}\nabla(h_s-h)\right] -\nabla[\rho(h_l-h)(\vec{V}-\vec{V}_s)] \qquad (6.5\text{-}36)$$

溶质方程

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho C)+\nabla(\rho\vec{V}C)=\nabla(\rho D\nabla C)+\nabla[\rho D\nabla(C_l-C)] -\nabla[\rho(C_l-C)(\vec{V}-\vec{V}_s)] \qquad (6.5\text{-}37)$$

其他相关方程式

$$\varphi=g_l\varphi_l+g_s\varphi_s,\ \varphi=\rho,\ \lambda \qquad (6.5\text{-}38)$$

$$\phi=f_l\phi_l+f_s\phi_s,\ \phi=\vec{V},\ h,\ C \qquad (6.5\text{-}39)$$

$$D=f_lD_l \qquad (6.5\text{-}40)$$

$$f_i=\frac{g_i\rho_i}{\rho},\ i=l,\ s \qquad (6.5\text{-}41)$$

$$h_i=\int_0^T c_i\mathrm{d}T+h_i^0, i=l,s \qquad (6.5\text{-}42)$$

上述模型方程中，$\vec{V}$ 为液相流动的表观速度，定义为

$$\vec{V}=f_l\vec{V}_l \qquad (6.5\text{-}43)$$

其中，$\vec{V}_l$ 为液相流动的实际速度。

固液两相区的渗透率由 Kozeny – Carman 公式描述：

$$K=K_0\frac{f_l^3}{(1-f_l)^2} \qquad (6.5\text{-}44)$$

其中 K_0 为与两相区枝晶尺寸有关的参数。

对于二元合金，当考虑如下假设时：①液相流动为层流，液相黏度为常数。②除浮力项外，各相密度相等且为常数。③固相静止，且不变形，亦无内应力。④固液两相区渗透率各向同性。⑤相变收缩引起的流动忽略不计。⑥各相比热、热导率分别相等且为常数。⑦两相区内固相和液相处于局部平衡状态；以上方程变为

$$\nabla\vec{V}=0 \qquad (6.5\text{-}45)$$

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho u)+\nabla(\rho\vec{V}u)=\nabla(\mu_l\nabla u)-\frac{\mu_l}{K}u-\frac{\partial p}{\partial x} \qquad (6.5\text{-}46)$$

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho v)+\nabla(\rho\vec{V}v)=\nabla(\mu_l\nabla v)-\frac{\mu_l}{K}v-\frac{\partial p}{\partial y} \qquad (6.5\text{-}47)$$

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho w)+\nabla(\rho\vec{V}w)=\nabla(\mu_l\nabla w)-\frac{\mu_l}{K}w-\frac{\partial p}{\partial z} - \rho g[\beta_T(T-T_{ref})+\sum_i\beta_C^i(C_l^i-C_{l,ref}^i)] \qquad (6.5\text{-}48)$$

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho T)+\nabla(\rho\vec{V}T)=\nabla\left(\frac{\lambda}{c}\nabla T\right)+\rho\frac{L}{c}\frac{\partial f_s}{\partial t} \qquad (6.5\text{-}49)$$

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho C_l)+\nabla(\rho\vec{V}C_l)=\nabla(\rho f_lD_l\nabla C_l)+(1-k)\frac{\partial}{\partial t}(\rho f_sC_l) \qquad (6.5\text{-}50)$$

更进一步地，如果我们不考虑液相中的自然对流，方程组则变为我们更熟悉的形式（此时没有动量传输发生）：

$$\nabla\vec{V}=0 \qquad (6.5\text{-}51)$$

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho T)=\nabla\left(\frac{\lambda}{c}\nabla T\right)+\rho\frac{L}{c}\frac{\partial f_s}{\partial t} \qquad (6.5\text{-}52)$$

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho C_l)=\nabla(\rho f_lD_l\nabla C_l)+(1-k)\frac{\partial}{\partial t}(\rho f_sC_l) \qquad (6.5\text{-}53)$$

以上各式中，u、v、w 为液相流动表观速度的分量；c 为比热容；t 为时间；C_l 为液相溶质质量分数；C_s 为固相溶质质量分数；C 为局部平均溶质质量分数；D_l 为液相中

溶质扩散系数；f_l 为液相质量分数；x，y，z 为坐标；f_s 为固相质量分数；ρ 为密度；g 为重力加速度；α 为松弛因子；K 为渗透率；β_T 为温度膨胀系数；K_0 为渗透率系数；β_C 为溶质膨胀系数；λ 为热导率；μ_l 为液相黏度；k 为平衡分配系数；L 为凝固潜热；p 为压力；上标 i 为溶质组元；下标 ref 为参考点。

上述方程的离散与求解方法可参见本篇第 2 和 3 章。这里不再详述。温度场、溶质场、速度场三场迭代的求解步骤如下：

1）用 SIMPLE 方法求解动量方程，得到速度场和压力场分布。

2）用获得的速度分布求解能量守恒方程。

3）更新固相分数场。

4）求解溶质守恒方程。

5）把修正后的压力和速度作为新的估计值，返回到第 1）步，重复上述过程，直到凝固过程结束。

从上述的方程组及其求解过程来看，我们还需要知道一个很重要的变量，即固相分数。在只考虑宏观传输过程的宏观模拟中，固相分数的求解是按照一定的假设关系进行的（如第 3 章）。但是，这只是一个近似的处理。实际上，固相分数的变化是与固相的析出密切相关的。过去因为受限于无法对微观尺寸的实际凝固过程做出准确描述和数值求解，才导致出现了宏观的近似。现在，我们可以通过对凝固的微观过程进行模拟，这样就可以得到准确的固相分数变化。这就是我们在本章的 3.3 节提出的形核与生长模型。只有将宏观的守恒方程与微观的形核和生长过程联立求解（通过固相分数），才能对微观组织的形成过程做出准确的模拟。

3.2 金属凝固过程中的溶质再分配与扩散过程

在微观组织的形成过程中，晶粒的形核与长大都与液相的局部过冷度有关。而过冷度则主要受温度变化的影响。对合金而言主要受成分分布的制约。因此，尽管我们得到了溶质的宏观分布，但是凝固过程中界面前沿的微观区域内的溶质再分配才是控制合金凝固组织形成的主要因素。因此我们还必须对微观尺度上的溶质扩散与再分配作进一步的考察，建立相应的数学模型，并加以求解。而且，溶质再分配也是微观偏析得以形成的重要原因。

（1）完全溶质混合模型

完全溶质混合模型基于这样的假设：固相中存在扩散，液相完全混合。H.D.Brody 和 M. C. Flemings 考虑到凝固过程中溶质元素的反扩散，导出了固液界面上固相溶质浓度 C_s^* 与固相分数 f_S 的关系：

$$C_S^* = kC_0[1-(1-2\alpha k)f_S]^{(k-1)/(1-2\alpha k)} \quad (6.5\text{-}54)$$

式中，α 为量纲为 1 的溶质扩散因子，或称无量纲的扩散时间（Fourier 数），可表示为

$$\alpha = 4D_S t_f/\lambda^2 \quad (6.5\text{-}55)$$

将与 C_S^* 相对应的相图上的温度 T 代入（6.5-54）式，有

$$f_S = \left(\frac{1}{1-2\Omega k}\right)\left[1-\left(\frac{T_m - T}{T_m - T_L}\right)^{(1-2\Omega k)/(k-1)}\right] \quad (6.5\text{-}56)$$

$$\Omega = \alpha[1-\exp(-1/\alpha)] - \frac{1}{2}\exp(-1/(2\alpha)) \quad (6.5\text{-}57)$$

式中，D_S 为固相中溶质扩散系数；t_f 为凝固时间；T_L 为合金的液相线浓度；T_m 为纯溶剂的熔点温度。

当 $\alpha = 0$ 即固相中无扩散时式（6.5-56）变为

$$f_S = 1-\left(\frac{T_m - T}{T_m - T_L}\right)^{1/(k-1)} \quad (6.5\text{-}58)$$

此即为 Scheil 公式或称非平衡杠杆准则。当 α 为无穷大时

$$f_S = \frac{1}{1-k}\left(\frac{T_L - T}{T_m - T}\right) \quad (6.5\text{-}59)$$

这就是平衡凝固时固相分数表达式，即杠杆准则。

（2）固相无扩散、液相中存在对流的溶质扩散模型

在实际生产中，液相中完全混合的溶质再分配是很少遇到的。即使在强烈的搅拌条件下，在固液界面前方仍然存在一个很薄的扩散层，只有在扩散层以外的液相中才会存在成分均匀的现象（如果液相的体积足够大，此时将保持在初始浓度）。在稳定状态下，扩散层厚度、固相中的溶质成分及凝固速度将保持不变。此时溶质成分可用下式表示：

$$C_S^* = kC_0/[k+(1-k)e^{-\frac{v}{D_L}\delta_N}] \quad (6.5\text{-}60)$$

（3）液相中只有扩散的溶质扩散模型

在液相中只存在扩散时，不同凝固阶段的溶质分布不同。在最初的过渡区内，固相浓度从 kC_0 增加到 C_0，而液相中的浓度从 C_0 增加到 C_0/k 而达到稳定态。溶质分布表达式为

$$C_S = C_0[1-(1-k)e^{-\frac{kv}{D_L}x}] \quad (6.5\text{-}61)$$

在稳定态范围内，固相始终保持 C_0，而液相成分为 C_0/k；在固液界面前沿的液相内，溶质分布遵从指数衰减函数，即

$$C_L = C_0\left[1+\left(\frac{1-k}{k}\right)e^{-\frac{v}{D_L}x}\right] \quad (6.5\text{-}62)$$

以上对三种典型的凝固情况进行了溶质再分配的讨论。除此之外，人们还针对各种特殊的情况，对微观偏析的计算推导出了相应的解析公式。这些模型归纳于表 6.5-1 中。有关这些公式的具体情况及其推导方法可参见相关文献。

表 6.5-1 常用的微观偏析计算模型

模型	假设条件		计算公式
	液相扩散	固相扩散	
杠杆准则	完全	完全	$C_S = kC_0/[(1-f_s)+kf_S]$
Scheil 模型	完全混合	无扩散	$C_S = kC_0(1-f_s)^{k-1}$
Brody – Flemings 模型	完全混合	有扩散	$C_S = kC_0[1-(1-2\alpha k)f_s]^{(k-1)/(1-2\alpha k)}$ $\alpha = 4D_s t_f/\lambda^2$
Clyne – Kurz 模型	完全混合	样条拟合	$C_S = kC_0[1-(1-2\Omega k)f_s]^{(k-1)/(1-2\Omega k)}$ $\Omega = \alpha[1-\exp(-1/\alpha)] + \frac{1}{2}\exp(-1/(2\alpha))$
Ohnaka 模型	完全混合	满足二次方程	$C_S = kC_0[1-(1-2\beta k)f_s]^{(k-1)/(1-2\beta k)}$ $\beta = 2\gamma/(1+2\gamma)$ $\gamma = 8D_s t_f/\lambda_1^2$
Kobayashi 模型	完全混合	有限扩散	$C_S = kC_0\xi^{(k-1)/(1-\beta k)}\{1+\Gamma[0.5(\xi^{-2}-1)-2(\xi^{-1}-1)]\}$ $\xi = 1-(1-\beta k)f_S$ $\Gamma = \beta^3 k(k-1)[(1+\beta)k-2](4\gamma)^{-1}(1-\beta k)^{-3}$

以上所列方法中，每一种计算公式都有其适用范围，而且与实际的凝固过程相比，均存在相当大的模型简化。因

此，这些模型只能在一定程度上、在一定的误差范围内对微观的溶质成分分布进行预测。另外，从以上的模型中可以看出，我们仅仅只能对界面处的固相成分进行计算，无法对凝固过程中固相内的成分分布随时间的连续变化做出进一步的修正。为了得到固、液相中真实的溶质浓度，必须对固、液相中的溶质守恒方程进行求解。这就要用到数值求解技术。

(4) 二元合金的溶质扩散数值模型

人们已经提出了许多微观偏析的数值模型。然而，在宏微观耦合的过程中对微观偏析现象进行数值求解是不太实际的，因为计算时间会急剧增加。因此为了减少计算时间，在复杂的凝固模拟计算时，通常是采用解析方法求解微观的溶质成分分布，而采用数值求解技术来计算宏观的能量和溶质传输方程。这里以二维情况下二元合金凝固过程中溶质场的计算为例，介绍微观尺度下溶质的浓度分布。

二元合金的凝固过程受温度场 $T(x, y, t)$ 和浓度场 $C(x, y, t)$ 的控制。为了计算溶质的再分配，所需考虑的传输方程如下：

传热方程：

$$\rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x}\left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x}\right) + \frac{\partial}{\partial y}\left(\partial \frac{\partial T}{\partial y}\right) - \rho L \frac{\partial f_L}{\partial t} \qquad (6.5\text{-}63)$$

其中，$f_L = 1 - f_S$。

式中，t 是时间；λ 是热导率；c_p 是比热容；L 是结晶潜热；f_L 是液相分数；f_S 是固相分数；x、y 是坐标。

溶质守恒方程：

液相中的溶质扩散方程

$$\frac{\partial C_L}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x}\left(D_L \frac{\partial C_L}{\partial x}\right) + \frac{\partial}{\partial y}\left(D_L \frac{\partial C_L}{\partial y}\right) \qquad (6.5\text{-}64)$$

固相中的溶质扩散方程

$$\frac{\partial C_S}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x}\left(D_S \frac{\partial C_S}{\partial x}\right) + \frac{\partial}{\partial y}\left(D_S \frac{\partial C_S}{\partial y}\right) \qquad (6.5\text{-}65)$$

式中，D_L 和 D_S 分别为液相和固相中的溶质扩散系数。

在固液界面处满足局部平衡：

$$C_S^* = kC_L^* \qquad (6.5\text{-}66)$$

固液界面处的溶质守恒方程为

$$V_n^* C_L^*(k-1) = \left[-D_L\left(\frac{\partial C_L}{\partial x} + \frac{\partial C_L}{\partial y}\right) + D_S\left(\frac{\partial C_S}{\partial x} + \frac{\partial C_S}{\partial y}\right)\right] n \qquad (6.5\text{-}67)$$

式中，V_n^* 是界面处的法向速度；n 为固液界面的法向（指向液相）。

界面处的温度可由下式计算：

$$T^* = T_L^{EQ} + (C_L^* - C_0)\, m_L - \Gamma \bar{\kappa} f(\varphi, \theta) \qquad (6.5\text{-}68)$$

式中，T_L^{EQ} 是合金的平衡液相线温度；m_L 是相图上液相线的斜率；$\bar{\kappa}$ 是固/液界面的平均曲率；Γ 是 Gibbs－Thomson 系数；$f(\varphi, \theta)$ 是用于考虑生长各向异性的系数；θ 是生长角（法向与 x 轴之间的夹角）；φ 是优先生长方向与 x 轴间的夹角。

对以上方程离散求解，即可得到微观尺度下的溶质浓度场。结合 3.3 节的晶粒形核与生长模型，则可以模拟晶粒内部的微观偏析现象的产生与微观的枝晶生长形貌。

3.3　金属凝固过程的微观动力学模型

3.3.1　形核模型

根据形核理论，在均质形核与非均质形核两种基本的形核机理中，对工程中的金属有实际意义的是整体液相中通过外来质点或衬底所发生的非均质形核过程，这种质点可以是金属液中原有的，也可以是人工添加的。在不考虑热溶质流动所引起的断裂枝晶由糊状区向完全液相区的迁移时，假定等轴晶粒的形核基于异质形核机制是合理的。但是，以上所述的形核率公式并不能直接应用在微观组织的数值模拟中。为了便于数值计算，在微观组织的模拟过程中，对异质形核的处理有两种方法：①瞬时形核。②连续形核。如图 6.5-11。瞬时形核模型假定形核位置饱和即所有的核心均在形核温度 T_N 时产生（见图 6.5-11a）。必须给出一个经验关系以确定最终的晶核数与过冷度 ΔT 或冷却速度 T 的关系。连续形核模型（见图 6.5-11b）假定形核数 N 与温度存在连续的依赖关系。人们提出了一些数学公式用以描述形核率 $\partial N/\partial t$ 与过冷度 ΔT 或温度的关系。从本质上来说，它们都是经验性的，严重依赖于与金属和工艺相关的实验数据。

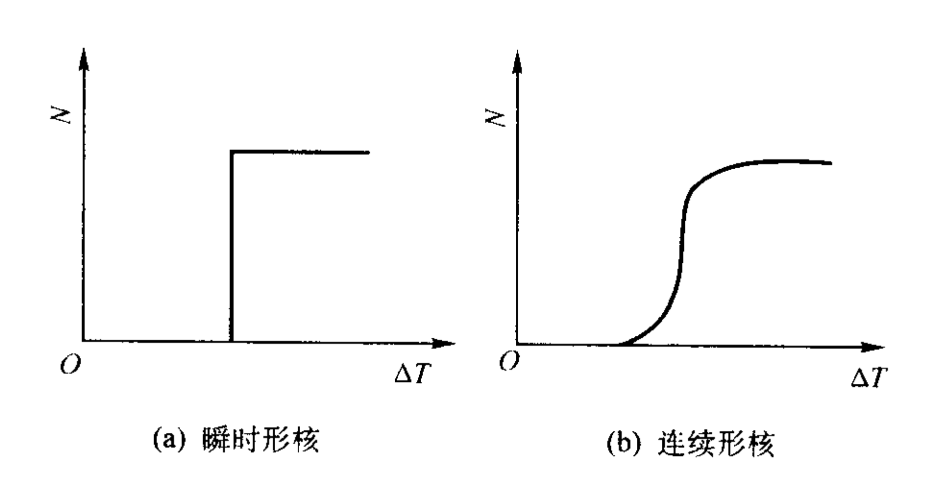


图 6.5-11　异质形核的两种处理模型

(1) 瞬时形核模型

瞬时形核模型的主要假设就是所有核心都是在形核温度下形成的。考虑到初始的形核质点密度 n_0 随着形核过程的进行不断降低，在给定过冷度下的形核率为

$$\frac{dN}{dt} = K_1(n_0 - n(t))\exp\left(-\frac{K_2}{T(\Delta T^2)}\right) \qquad (6.5\text{-}69)$$

式中，dN/dt 为形核率；K_1 为正比于熔体原子与形核质点碰撞频率的常数；K_2 为与晶核、形核质点和液体间界面能相关的常数；n_0 为初始形核基底密度；$n(t)$ 为 t 时刻晶粒的密度；T 为温度。

该模型已用于等轴共晶生长模型，便于计算凝固过程中的固相率，但不能准确预测晶粒度。该模型依据经典凝固理论，形核率与过冷度成指数关系，表明存在临界形核过冷度，如图 6.5-12 所示。在某一形核温度 T_N 以上，几乎没有晶粒形成，而一旦达到 T_N，形核密度 n_t 迅速达到由 n_0 所规定的饱和极限。这造成最终的晶核密度几乎与凝固条件无关，这与实验结果是不符合的。其次，这个理论没有反映实际金属中复杂的形核现象。一般认为实际的工程金属中存在着不止一种类型的形核位置，另外外来质点形核包括孕育的机理尚未完全弄明白，也使这个理论在描述实际的形核过程上受到局限。

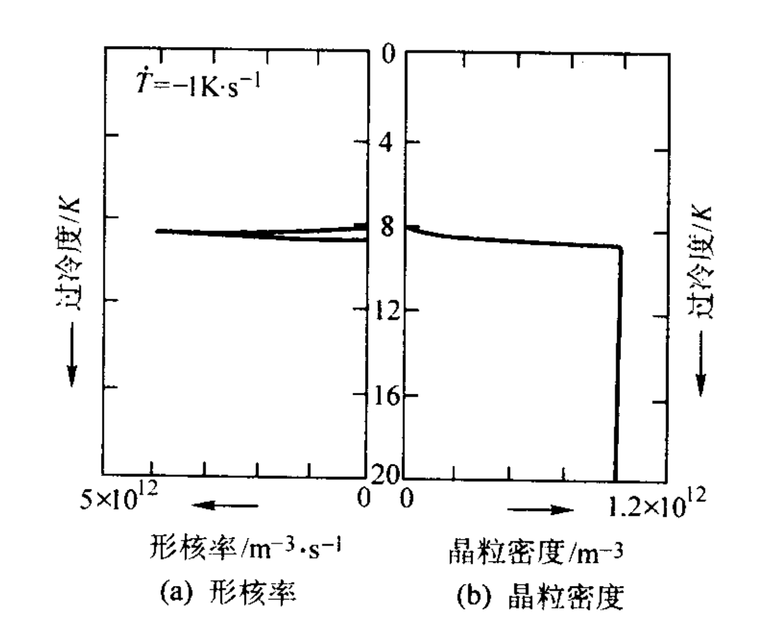


图 6.5-12　利用异质形核模型所计算的铝合金的形核率和晶粒密度（冷却速度 $\dot{T} = -1\ \mathrm{K \cdot s^{-1}}$）

(2) 连续形核模型

连续形核模型则是假设晶核数与过冷度保持连续的依赖关系。Oldfield 在模拟灰铸铁共晶生长时提出了连续形核模型：

$$N = A\Delta T^{n} \quad (6.5\text{-}70)$$

式中，A 为取决于实验条件的常数；N 为单位体积内熔体形核数目；ΔT 为熔体过冷度；n 为指数。

虽然该式来源于实验结果，但是与实际的物理现象仍有不符。从式（6.5-70）可以看出，过冷度越大，形核率也越大。而实际上，异质形核取决于适当的外来质点的存在，晶核在外来质点表面上进行分布，逐渐使那些有利于新晶核形成的表面减少，使得形核率将会在越过最大值后，在较高的过冷度发生中断。另外由于在大的过冷时原子扩散困难，也使得形核率下降。因此在过冷度较小时，上式还比较准确；但过冷度增大时，则不再适合于描述形核过程。

Rappaz 等提出了一种基于高斯分布的形核模型。假设形核现象发生在一系列不同的形核位置上，而这些形核位置可由连续的而非离散的分布函数 $dn/d(\Delta T)$ 来描述，如图 6.5-13 所示。在某一过冷度 ΔT 时所形成的晶粒密度 $n(\Delta T)$ 即可由对该分布曲线的积分求得

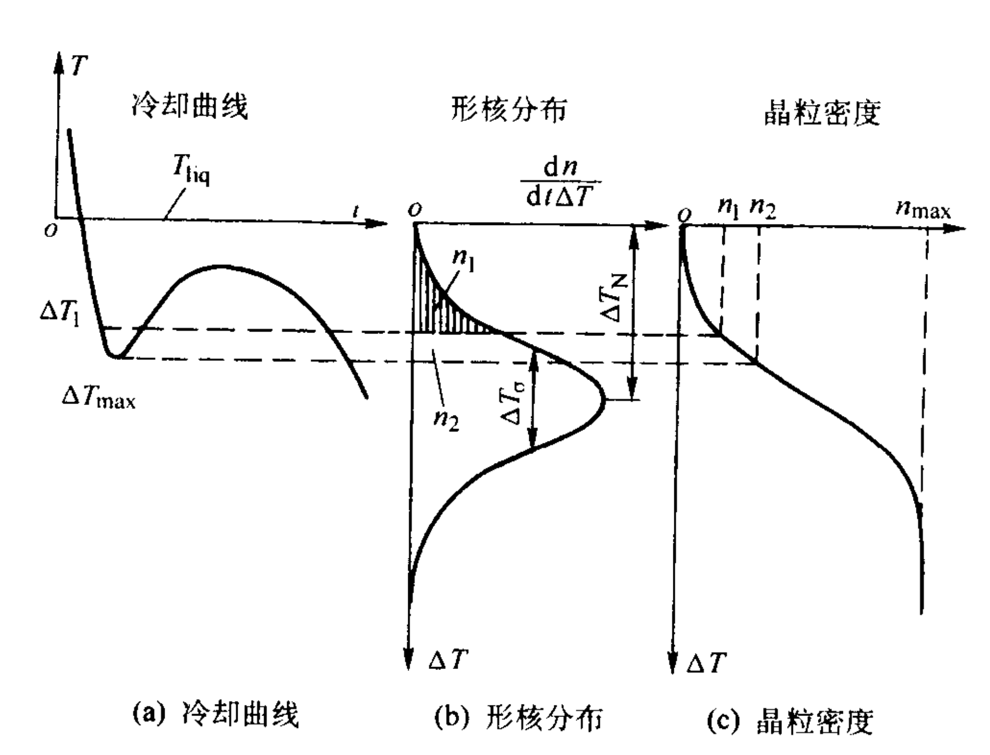
$$n(\Delta T) = \int_0^{\Delta T} \frac{dn}{d(\Delta T')} d(\Delta T') \quad (6.5\text{-}71)$$

可见只要得到合理的晶粒密度分布表达式，即可按上式求得已形核的晶粒数。$dn/d(\Delta T')$ 的表达式为

$$\frac{dn}{d(\Delta T)} = \frac{n_{max}}{\sqrt{2\pi}\Delta T_\sigma} \exp\left[-\frac{1}{2}\left(\frac{\Delta T - \Delta T_N}{\Delta T_\sigma}\right)^2\right] \quad (6.5\text{-}72)$$

式中，ΔT_N 为平均形核过冷度；ΔT_σ 为标准曲率过冷度；n_{max} 为异质形核衬底的数目。

在该模型中，忽略形核所需要的时间因素（即晶核是瞬时出现的）。$dn/d(\Delta T')$ 相对于过冷度呈正态分布，如图 6.5-13b 所示。当 $\Delta T < \Delta T_N$ 时，$dn/d(\Delta T')$ 随 ΔT 的增大迅速地非线性增大；当 $\Delta T > \Delta T_N$ 时，$dn/d(\Delta T')$ 随 ΔT 的增大迅速地非线性减小；当 $\Delta T = \Delta T_N$ 时，$dn/d(\Delta T')$ 达到最大值。ΔT 时的晶核密度 $n(\Delta T)$ 则为 $dn/d(\Delta T')$ 在 $0 \sim \Delta T$ 区域的积分值。因此晶核密度随着过冷度的增大而以慢－快－慢的趋势连续长大。当过冷度足够大时，则晶核密度可以达到初始的最大形核密度 n_{max}。



(a) 冷却曲线　(b) 形核分布　(c) 晶粒密度

图 6.5-13　形核位置分布、晶核密度与过冷度的关系

Maxwell 和 Hellawell 发展了一种更基本的模型：

$$\frac{dN}{dt} = (N_s - N_i)\mu_2 \exp\left[-\frac{f(\theta)}{\Delta T^2(T_p - \Delta T)}\right] \quad (6.5\text{-}73)$$

式中，N_i 为在 i 时刻已经形核的质点数；T_p 为包晶温度；$f(\theta)$ 为接触角函数。

表 6.5-2 是形核模型一个基本的公式汇总，其中的参数通过假设或实验测定给出。可以看出，所有的模型都有两到三个匹配参数。

表 6.5-2　形核模型

基本方程	匹配参数	类型	提出者	公式编号
$\frac{dN}{dt} = -n\mu_1(\Delta T)^{n-1}\frac{dT}{dt}$	N，μ_1	连续形核	Oldfield (1966)	(6.5-74)
$\frac{dN}{dt} = (N_s - N_i)\mu_2 \exp\left[-\frac{f(\theta)}{\Delta T^2(T_p - \Delta T)}\right]$	N_s，θ	连续形核	Maxwell and 和 Hellawell (1975)	(6.5-73)
$\frac{\partial N}{\partial(\Delta T)} = \frac{N_s}{\sqrt{2\pi}\Delta T_\sigma}\exp\left[-\frac{(\Delta T - \Delta T_N)^2}{2(\Delta T_\sigma)^2}\right]$	N_s，ΔT_N，ΔT_σ	连续形核（统计）	Thévoz et al.（1989）	(6.5-72)
$N(r) = \frac{3N_s}{(R_{max} - R_{min})^3}(R_{max} - r)^2$	N_s，R_{max}，R_{min}	连续形核（统计）	Goettsch and Dantzig (1994)	(6.5-75)
$N = a + b\dot{T}$	a，b	瞬时形核	Stefanescu et al. (1990)	(6.5-76)

上述模型都可以比较成功的预测形核过程，问题是哪一个模型更好呢？从原理上说，它们都还可以，因为都是基于实验数据的拟合。因此关键在于哪一个能更好地拟合实验数据。在这一点上是有争议的。Oldfield 和 Thévoz 模型的最主要差别在于是采用二次还是三次多项式来拟合实验数据。换句话说，他们分别使用了两个和三个调整参数。在大多数情况下，两个参数似乎就足够了。

总体来说，对具有窄结晶范围的合金推荐使用瞬时形核模型，这样可以节约计算时间。但是为了更准确地反映实际情况，应该采用连续形核模型。连续形核模型将会使计算变得复杂化，当用于等轴枝晶凝固时与微观体元的尺寸定义有关，除非液相中假定溶质完全扩散。

（3）动力学形核模型

当游离晶体与熔断的枝晶被液流带到熔体内部后，如果能够幸存下来，就可以成长为一个晶粒。Steube 和 Hellawell 提出了考虑枝晶熔断的动力学形核模型。这个模型包括以下几个步骤：①枝晶熔断或晶粒增殖的动力学。②由于自然对流或强迫搅拌等原因，熔断的枝晶被带到液态金属内部。③在高于液相线温度的液相内熔断枝晶的存活时间。④存活时间足够长的熔断枝晶进入低于液相线温度的区域后进行生长。虽然这种模型更为真实的描述实际的凝固过程，但是真正实现起来，还是有相当大的难度。

3.3.2　生长模型

一旦固相晶核形成，紧接着就会发生生长过程。尽管形核是一个原子的过程，但是描述微观组织生长的基本理论仍然基于与热扩散和溶质扩散相同的连续理论。在这种情形下将考虑稳定的状态和其他一些现象如毛细现象、不同固相之间的局部平衡、高凝固速率下可能产生的动力学效应等。

（1）共晶合金

在共晶合金的组织中涉及到两种固相的共同生长。首先考虑约束条件下的柱状晶生长（即热梯度 $G > 0$），Jacson 和 Hunt 提出了规则共晶的基本理论－JH 理论。在这种情形下

两种固相 α 和 β 垂直于固液相界面呈层片状或棒状生长。对周期性分布的层片或棒间的溶质扩散和三相交汇处的表面力平衡进行分析，JH 理论可以计算共晶前沿的过冷及共晶层片间距，它们均为生长速度 v 的函数，即

$$\lambda^2 v = K_r / K_c \qquad (6.5\text{-}77)$$

$$(\Delta T_{E,c})^{-2} v = 1/(4K_r K_c) \qquad (6.5\text{-}78)$$

式中的常数 K_r 和 K_c 可以由合金性质计算得到，也可以由溶质扩散和毛细现象求得。这些关系式最初用于小 Péclet 数的共晶成分合金，现已被 Trivedi，Magnin 和 Kurz 加以扩展（TMK 模型）应用于快速凝固。他们认为在高的生长速度（由于凝固前沿过冷度较大）时将会偏离以上的二次关系式，导致扩散系数变化或是界面温度达到介稳相的固相线，产生一种绝对稳定。图 6.5-14 为采用 TMK 模型得到的 Al－33Cu 合金的过冷度 $\Delta T_{E,c}$，共晶间距 λ 和生长速度 v 的关系。

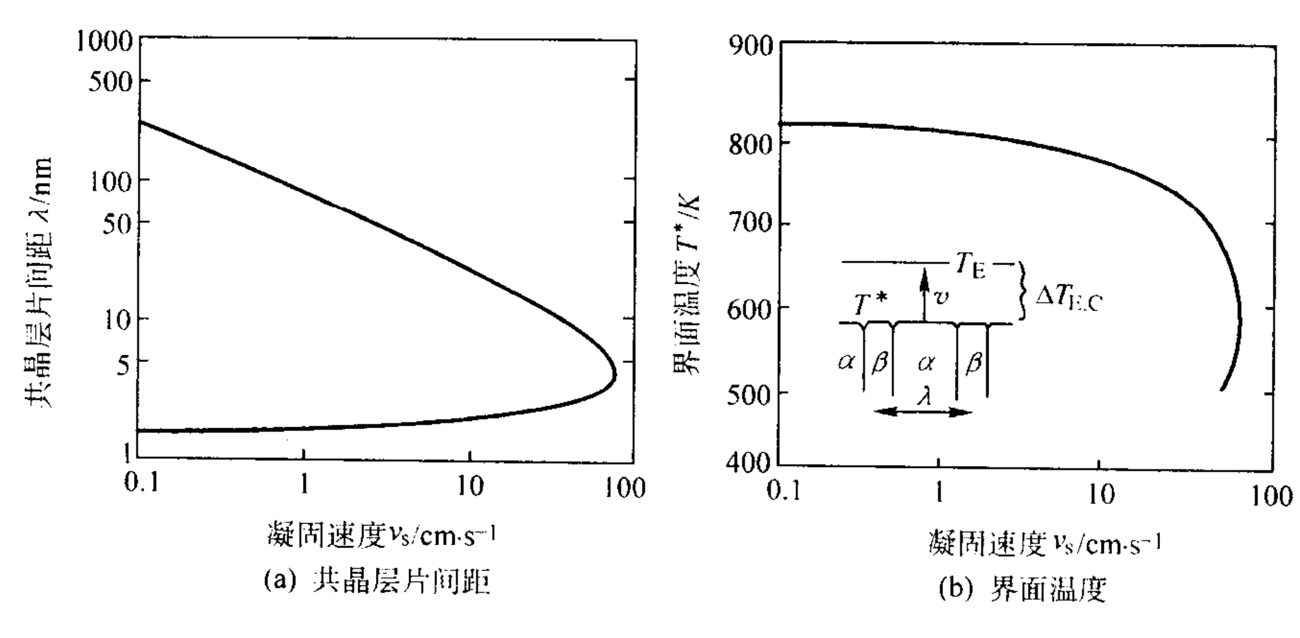


图 6.5-14 利用 TMK 模型计算得到的 Al－33Cu 合金的生长速度与共晶层片间距和与界面温度之间的关系

许多共晶合金，如 Fe－C 类和 Al－Si 类，由于存在一种或两种小平面相，层片或纤维的分枝较困难。这会导致不规则共晶形貌的产生，其中固相不再互相平行或规则分布。Fisher 和 Kurz 假定灰铸铁试样中的层片间距处于由 JH 理论得到的极小值 λ 和发生分枝时的最大间距之间。基于对顺序凝固 Fe－C 合金的试验观察，平均间距 $<\lambda>$ 由下式给出：

$$<\lambda> = \phi\lambda \qquad (6.5\text{-}79)$$

或

$$<\lambda>^2 v = \phi^2 K_r / K_c \qquad (6.5\text{-}80)$$

式中，ϕ 是常数。对 Fe－C 和 Fe－Fe_3C 合金来说，ϕ 接近于 4 和 2。那么过冷度与生长速度的关系式变为

$$(\Delta T_{E,c})^{-2} v = \left(\frac{\phi}{\phi^2+1}\right)^2 \frac{1}{K_c K_r} \qquad (6.5\text{-}81)$$

Oldfield 在 20 世纪 60 年代提出了关于共晶合金晶粒长大速率模型，其数学表达式为

$$\frac{dR}{dt} = B(\Delta T)^2 \qquad (6.5\text{-}82)$$

式中，ΔT 为晶粒生长过冷度；R 为晶粒生长半径；B 为常数，其值取决于实验条件。该式忽略了许多影响因素，但比较简单、容易应用。

如果忽略热过冷，以上规则共晶的有关理论仍然可以描述共晶晶粒的等轴生长。这时用 $\Delta T_{E,e}$ 代替以上各式中的 $\Delta T_{E,c}$。但是在高的冷却速度下，在微观尺度上体元内的温度不再保持均匀，共晶界面上的温度有可能高于过冷液相的温度。此时过冷度等于两项之和（见图 6.5-15a）：

$$\Delta T_{E,e} = \Delta T_{E,c} + \Delta T_t \qquad (6.5\text{-}83)$$

T_E T^* $T_{E,C}$ ΔT_t (a)

$T_E(C_{Si})$ $T_E(C^*_{Si})$ ΔT $T_{E,C}$ T^* (b)

图 6.5-15 共晶晶粒等轴凝固时热过冷（a）及与三元合金溶质扩散有关的溶质过冷（b）

第一项过冷度仍然由以上各式得到，而 ΔT_t 是热过冷，即固液界面温度 T^* 与液相温度之差，可由热扩散方程求得。使用准稳态近似，可得

$$\Delta T_t = g\ (R/R_0)\ R_0 v \qquad (6.5\text{-}84)$$

式中，函数 g 依赖于某时刻 t 时的晶粒尺寸 R 与最终晶粒尺寸 R_0 之比。整理以上各式，总的过冷度与共晶晶粒生长速度之间的关系为

$$\Delta T_{E,e} = 2\ (K_c K_r v)^{1/2} + g\ (R/R_0)\ R_0 v \qquad (6.5\text{-}85)$$

如果求得给定过冷度 $\Delta T_{E,e}$ 下的生长速度 v，则可以根据前面的公式求得层片间距 λ。在通常的凝固情况下，热过冷一般都比较小。

对三元共晶合金来说，情况更为复杂。如在 Fe－C 合金中加入 Si，为保持共晶平台，Si 在液相中贫乏（$K>1$）。在稳态生长条件下，McCartney 等人认为应该采用与硅扩散有关的扩散层来修正二元合金的生长方程：

$$\Delta T_{E,e} = 2(K_c K_r v)^{1/2} + m_x c_x^* \qquad (6.5\text{-}86)$$

式中，m_x 为共晶温度分布曲线的斜率，c_x^* 为液相中第三相的界面浓度。等轴晶生长时将引入与第三元有关的另一项。亦即，当围绕晶粒的硅扩散层与相邻晶粒发生相互作用时，远离界面处的参考共晶温度将会发生改变（见图 6.5-15b）。

总之，柱状生长时共晶前沿的过冷度可以使用以上公式与其生长速度联系起来；在忽略热过冷时，等轴生长时的过冷度可以采用相同的公式。

（2）枝晶合金

枝晶合金的凝固生长情况比较复杂，这主要是因为：①树枝状的枝晶晶粒不能像共晶团那样当作完全固相的球体来处理。②凝固过程中的溶质再分配和扩散使枝晶长大不仅受动力学过冷影响，而且还受成分过冷影响。③对于柱状晶，还需考虑柱状晶向等轴晶转变（CET）。

非共晶成分的二元合金初生枝晶相的形成仍然没有完全求解。虽然枝晶尖端的生长在引进边界稳定性理论后取得一定进展，但初生及二次枝晶臂的理论仍不完善。

枝晶生长的驱动力是相对于整体液相（远离界面处）中温度的界面过冷度，现在这一点已被广泛接受。对一个枝晶在过冷液相中的生长来说，在忽略动力学过冷时，总的过冷度组成如图 6.5-6 所示。T^* 是界面温度，T_{bulk} 是远离界面处

的整体液相（不受界面处热和溶质传输的影响）的温度，在有些文献中也被称为 T_∞。可见，界面过冷度为

$$\Delta T = \Delta T_T + \Delta T_c + \Delta T_r = (T^* - T_{bulk}) - m_L (C^* - C_0) + \Gamma K \quad (6.5\text{-}87)$$

或是

$$\Delta T = T_L - T_{bulk} = T_m + m_L C_0 - T_{bulk} \quad (6.5\text{-}88)$$

对前述的三种枝晶，因其长大过程或者是受热扩散控制，或者是受溶质扩散控制，或者是受二者同时控制。因此枝晶尖端生长速度的计算也不相同。下面分别加以讨论。

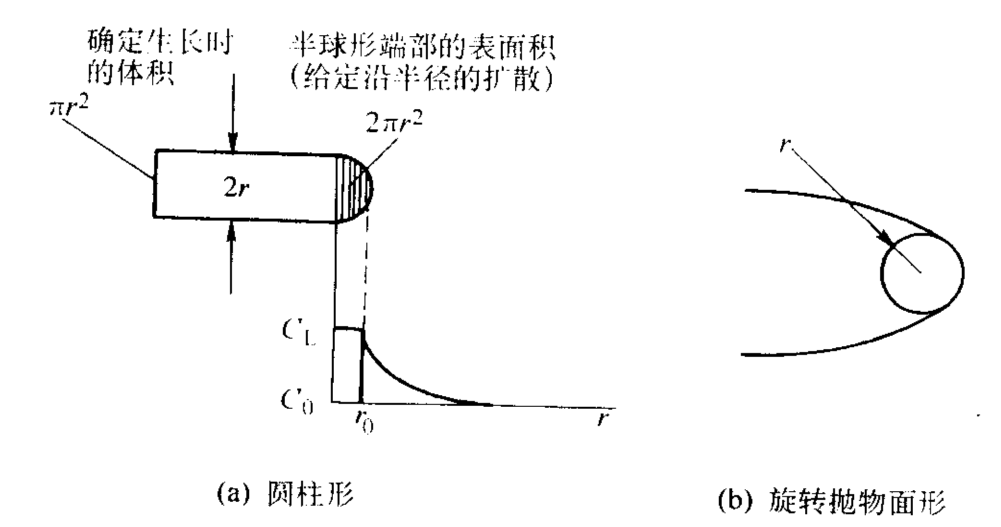
1) 溶质扩散控制的生长（等温生长） 考虑针状晶体长入液相中的情况。此处假定生长由溶质扩散控制，意思是指生长的驱动力仅为浓度梯度，忽略了曲率和热过冷。

首先我们假设晶体尖端具有一个半球形端部，如图 6.5-16。界面处的通量平衡为

$$\pi r^2 v(C_L - C_S) = -2\pi r^2 D\left(\frac{dC}{dr}\right)_{tip} \quad (6.5\text{-}89)$$

或

$$vC_L(1-k) = -2D\left(\frac{dC}{dr}\right)_{r=r_0} \quad (6.5\text{-}90)$$



(a) 圆柱形　　(b) 旋转抛物面形

图 6.5-16 枝晶端部形状

式中，v 为生长速度；D 为溶质扩散系数。该方程的解为

$$P_c = \Omega_c \quad (6.5\text{-}91)$$

溶质 Péclet 数定义为

$$P_c = vr/2D \quad (6.5\text{-}92)$$

溶质过饱和度 Ω_c 由下式给出

$$\Omega_c = \frac{C_L^* - C_0}{C_L^* - C_S^*} = \frac{C_L^* - C_0}{C_L^*(1-k)} \quad (6.5\text{-}93)$$

代入方程的解中，有

$$v = 2D_L\Omega_c/r \quad (6.5\text{-}94)$$

上式给出了半球形针状晶的生长速度。它表明生长速度依赖于半径 r 和溶质过饱和度 Ω_c，也就是驱动力。然而，由于该方程没有给出生长速度的惟一解，只是给出了 v 和 r 的对应关系，故速度不能惟一确定。也就是说，扩散方程的解并不能说明枝晶生长速度的快慢，只给出了曲率与枝晶扩张速率的关系。

这个解的另一个问题是：该速度所定义的形状不是自保持的。换句话说，半球形端部不只是在 x 方向上生长，应该在所有的半径方向上生长，即生长时针状晶变粗。实验研究表明，枝晶尖端可以在生长过程中保持其形状。因此必须寻找扩散方程另外的解。

如果假定枝晶尖端为旋转抛物面（自保持的），Ivantsov 于 1947 年给出了稳定态扩散方程的解：

$$I(P_c) = \Omega_c \quad (6.5\text{-}95)$$

式中

$$I(P_c) = P_c\exp(P_c)E_1(P_c) = P_c\exp(P_c)\int_P^\infty \frac{\exp(-x)}{x}dx \quad (6.5\text{-}96)$$

这里，$E_1(P_c)$ 是指数积分函数。这个解对溶质扩散（P_c 和 Ω_c）和热扩散（P_T 和 Ω_T）都是有效的。

当进行数值或解析求解时，可对 Ivantsov 数作一些近似。由于 $I(P)$ 是 v 和 r 的函数，求解惟一的速度解的问题仍然存在。

2) 热扩散控制的生长 在凝固过程中，系统中存在温度梯度。热扩散将驱动凝固过程。对纯金属而言，这是惟一的生长驱动力。如果假定扰动生长的驱动力也只是温度梯度（热枝晶），那么可以推导出与以上扩散控制生长类似的公式：

$$P_T = \Omega_T \quad (6.5\text{-}97)$$

其中：

$$P_T = \frac{vr}{2\alpha} \quad (6.5\text{-}98)$$

$$\Omega_T = \frac{\Delta T_r}{\Delta H_m/c} \quad (6.5\text{-}99)$$

另一种情况为

$$I(P_T) = \Omega_T \quad (6.5\text{-}100)$$

式中，P_T 是热 Péclet 数；Ω_T 是热过饱和度。

从上述扩散模型中可得出结论：枝晶尖端在液相中推进时遵循如下的简单关系

$$vr = \text{const} \quad (6.5\text{-}101)$$

这表明没有惟一解，因为有很多的 v 和 r 对可满足这个关系。然而，实验研究表明，在某一过冷度下，只存在惟一的生长速度 v 和生长半径 r。因此问题就变为如何寻找附加的约束，以便从扩散模型所提供的多重解中确定一个惟一的枝晶尖端半径。

3) 溶质、热和毛细效应共同控制的生长。为了得到惟一解，寻找定义枝晶尖端半径的附加准则是必须的。已经提出了一些模型，如：极值准则，边界稳定准则，微观可解理论。

① 极值准则 在高的冷却速度下，当扩散长度与溶质毛细长度相同（$D/v = \Gamma/\Delta T_0$，$\Delta T_0 = T_L - T_S$）时，界面变为平界面。枝晶尖端的最大生长速度受绝对稳定限制。极值准则表明在最大可能的速度和最小可能的过冷度下扰动将会增大。与枝晶尖端半径 r_e 相对应的生长速度满足这些条件。

对于溶质和曲率过冷所引起的扰动，我们可以得到速度 v 的表达式。

$$\Delta T = \Delta T_c + \Delta T_r \quad (6.5\text{-}102)$$

式中

$$\begin{aligned}\Delta T_c &= -m(C_L - C_0)\\ &= -m(C_L - C_S)\Omega_c\\ &= -m(1-k)C_L\Omega_c\\ &= m(k-1)C_LP_c\\ &= -m(1-k)C_L\frac{vr}{2D}\end{aligned} \quad (6.5\text{-}103)$$

$$\Delta T_r = \frac{2\Gamma}{r} \quad (6.5\text{-}104)$$

代入上两式，总的过冷度为

$$\Delta T = -m(1-k)C_L^*\frac{vr}{2D} + \frac{2\Gamma}{r} \quad (6.5\text{-}105)$$

根据极值准则，假定生长发生在最小过冷度（即曲线的最大值处）。此时，$\partial\Delta T/\partial r = 0$，那么

$$r_e = \left[\frac{4D\Gamma}{m(k-1)C_L^*}\right]^{1/2v^{-1/2}} = \sqrt{\frac{4\Gamma}{G_L}} \quad (6.5\text{-}106)$$

代入过冷度公式，可得枝晶尖端生长速度为

$$v = \mu \Delta T^2 \tag{6.5-107}$$

式中，$\mu = \dfrac{D_L}{4\Gamma m\ (k-1)\ C_L^*}$。

注意在稳定态凝固时，$C_L^* = C_0/k$。

然而，实验研究表明，通过上式计算得到的速度远远大于实测值。

② 边界稳定准则 为了描述大多数情况下枝晶尖端的生长速度，假定其尖端是一个由动力学过冷、溶质过冷、热过冷和曲率过冷所引起的生长不稳定性：

$$\Delta T = \Delta T_k + \Delta T_c + \Delta T_T + \Delta T_r \tag{6.5-108}$$

代入各项过冷度的表达式，可以得到给定过冷度下生长速度和枝晶尖端半径之间关系的表达式。为了获得枝晶尖端生长速度的惟一解，假定生长发生在稳定极限（即边界稳定准则）。也就是说，扰动将以最短稳定波长长大，即 $r_s = \lambda_i$。这表明当枝晶尖端的扰动半径小于 λ_i 时，半径会增大；当大于 λ_i 时将会引起不稳定，尖端半径将会变小。那么

$$r^2 = \frac{4\pi^2 \Gamma}{G_L \xi_c - G_T \xi_T} \tag{6.5-109}$$

联立以上各式，可通过数值方法求得枝晶尖端生长速度的惟一解。

更早些时候，Lipton 等人也提出了一种计算枝晶尖端的数值模型。他们使用与前面相同的过冷度表达式，并忽略了动力学过冷。假定枝晶生长在不稳定的极限状态，即 $r_s = \lambda_i$，等轴枝晶在小过冷度下尖端生长速度可由下式计算：

$$P_c = P_T(a/D) \tag{6.5-110}$$

$$R = \frac{\Gamma}{\sigma^*}\left[\frac{\Delta H_m}{c_p}P_T - 2P_c\frac{mC_0(1-k)}{1-(1-k)I(P_c)}\right]^{-1} \tag{6.5-111}$$

$$\Delta T = \frac{\Delta H_m}{c_p}I(P_T) + mC_0\left[1 - \frac{1}{1-(1-k)I(P_c)}\right] + \frac{2\Gamma}{r} \tag{6.5-112}$$

$$v = 2aP_T/r \tag{6.5-113}$$

式中，σ^* 是枝晶尖端选择系数，$\approx 1/(4\pi^2)$。这个速度方程必须通过数值方法来进行求解。由于速度是由热和溶质的过饱和度引入的，因此可以使用半球形（$P=\Omega$）或抛物面（$I(P)=\Omega$）近似。

Trivedi 和 Kurz 在 1994 年提出一个更复杂的求解方法。对慢速和快速非限制性生长来说，枝晶尖端生长速度都可以由下式进行数值求解：

$$vr^2\left(\frac{k_V \Delta T_0(v)}{\Gamma D}\right)\left(\frac{1}{1-(1-k_V)I(P_c)}\right)\xi_c + vr^2\left(\frac{\Delta H_m/C_L}{2\Gamma \alpha_L \beta}\right)\xi_L = \frac{1}{\sigma^*} \tag{6.5-114}$$

式中，$\beta = 0.5[1 + (k_S/k_L)]$。

对限制性生长，有下式：

$$v\left(\frac{k\Delta T_0}{D}\right)\left(\frac{C_L^*}{C_0}\right)\xi_c - G_T = \frac{\Gamma}{\sigma^* r^2} \tag{6.5-115}$$

如果作进一步的简化，可得到解析解。Nastac 和 Stefanescu 对非限制性（等轴晶）生长进行了推导，忽略了动力学过冷，并且通过稳定准则极限引入界面能（曲率）的影响，那么只需考虑溶质过冷和热过冷。如果进一步假定非稳定性的尖端为半球形，那么

$$\Delta T = \frac{vr}{2}\left(\frac{m(k-1)C_L^*}{D_L} + \frac{\Delta H_m}{\alpha_L}\right) \tag{6.5-116}$$

液相线梯度及温度梯度分别为

$$G_L = -m\frac{\partial C_L}{\partial r} = \frac{c}{2D_L}mC_L^*(k-1) = \frac{P_c \Delta T_c}{r\Omega_c} = \frac{\Delta T_c}{r} \tag{6.5-117}$$

$$G_T = -m\frac{\partial T_T}{\partial r} = -\frac{v\Delta H_m}{2\alpha_L c} = -\frac{P_T \Delta T_T}{r\Omega_T} = -\frac{\Delta T_T}{r} \tag{6.5-118}$$

后一个公式对负的温度梯度是有效的，它发生在等轴晶凝固时。假定生长发生在稳定极限（$r_s = \lambda_i$），那么

$$r = 2\pi\sqrt{\Gamma/(G_L - G_T)} \tag{6.5-119}$$

代入 G_L 和 G_T 的表达式，有

$$r = 4\pi^2 \Gamma/\Delta T \tag{6.5-120}$$

代入过冷度式中，可得等轴枝晶的半球形尖端生长速度：

$$v = \mu_{eq} \Delta T^2 \tag{6.5-121}$$

其中，$\mu_{eq} = \left[2\pi^2 \Gamma\left(\dfrac{m\ (k-1)\ C_L^*}{D_L} + \dfrac{\Delta H_m}{\alpha_L}\right)\right]^{-1}$。

对稳定态生长，$C_L^* = C_0/k$，生长系数是一个常数。对旋转抛物面形的枝晶尖端可以得到类似的表达式。在推导过程中需要使用 $I(P) = \Omega$ 的关系。

对柱状枝晶（限制性生长）来说，不存在热过冷。在忽略动力学过冷时，基本的过冷度方程简化为

$$\Delta T = \Delta T_c + \Delta T_r$$

使用与上类似的过冷度表达式，半球形近似，对柱状枝晶存在下式：

$$v = \frac{m(k-1)C_0 D_L \Omega_c^2}{\pi^2 \Gamma} = \frac{D_L}{\pi^2 \Gamma m(k-1)C_L^*}\Delta T_c^2 \tag{6.5-122}$$

需要指出的是，对上述的等轴晶和柱状晶生长速度公式，只适用于小 Péclet 数的情况。

4 确定性模拟方法

4.1 基本原理

确定性模拟（deterministic modeling）是指在给定时刻，一定体积熔体内晶粒的形核密度和生长速度是确定的函数。该函数通过实验得出（如对于在各种冷速下凝固的试样，观察其横截面，测量冷却曲线和晶粒密度）。晶粒一旦形核，它就以与界面速度相同的速度进行生长。该界面速度同样是与过冷度有关的函数。在这种情况下，枝晶前沿或共晶界面的凝固动力学可以从理论模型中导出。晶粒之间的碰撞对于共晶组织来说是非常重要的。可以通过几何学或随机晶粒排列模型进行处理。这些微观凝固模型为了预测微观组织特征，特别是晶粒尺寸，已经与宏观热流计算联系起来。

确定性模拟法是基于某些体积元求解连续性方程。首先将铸件的计算空间分成宏观体积元，每一体积元的温度假定是均匀的，然后基于某些形核规律将每一体积元进一步划分成微观体积元（一般为球形），在一个微观体积元中只能有一个球状晶粒以速度 v 生长。

在宏观尺度条件下，熔体的能量守恒方程为

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\lambda}{\rho c_p}\nabla^2 T + \frac{Q}{\rho c_p} \tag{6.5-123}$$

$$Q = L\frac{\partial f_s}{\partial t} \tag{6.5-124}$$

式中，T 是铸件温度场；λ 为热导率；ρ 为密度；c_p 为压力比热容；Q 为与相变有关的源项；L 为潜热；f_s 为固相分数。为了求解（6.5-123），需要给出 f_s（x，t）的函数，并适当选择边界条件。

在微观尺度下，确定性模拟法有一个重要的简化假设，即固相的移动速度为零，此为单速度模型。这表明一旦形核，晶粒就保持在固定位置（即微观体积元被固定了）。此外还忽略了晶粒的再辉和熔解。在给定体积元 V（体积）及

凝固时间 t 的条件下，局部平均固相分数可由下式表示：

$$f_s(x,t)=\frac{4}{3}N(x,t)\pi R^3(x,t)V^{-1} \tag{6.5-125}$$

式中，$N(x,t)$ 为体积晶粒密度；$R(x,t)$ 为晶粒半径。$N(x,t)$ 和 $R(x,t)$ 的计算为微观尺度上的计算，主要基于形核和生长动力学。宏观传热和微观组织之间的耦合即是通过式（6.5-123）和式（6.5-125）之间的 Q 及 f_s 来进行的。

确定性模型中需假设晶粒的形状，如等轴晶为球形，柱状晶为圆柱形。这样通过简化形状才能在复杂的温度场中模拟晶粒的组织。后来又提出了固相可移动的双速度模型，如图6.5-17。

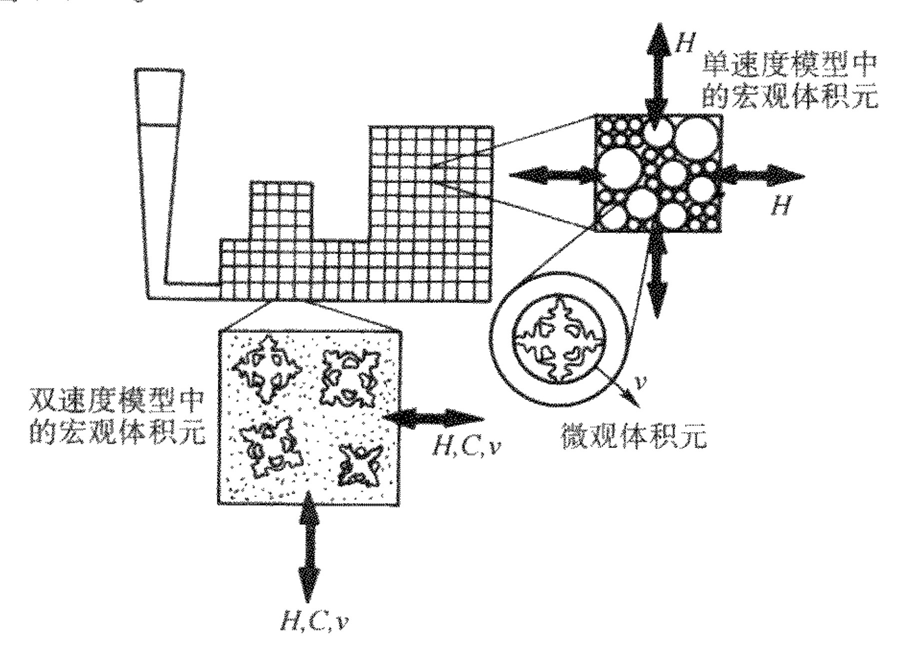


图6.5-17 确定性方法的计算模型示意图

H—能量传输；C—溶质传输；v—动量传输

柱状晶组织的形成主要是基于凝固前沿的移动速度，这可以由宏观温度场的计算得到。但是在等轴晶形成的凝固过程中，界面的移动速度不再与等温线的移动速度有关，而是与局部的（或称当地的）过冷度有关。并且遵循一定形核规律的晶粒密度也是过冷度的函数。为了模拟等轴晶组织的形成过程，必须在宏观热流计算中同时考虑形核和生长的模型。假定一个微小体积元温度分布均匀，在考虑形核、生长动力学、溶质扩散和热力学过冷的情况下，首先对共晶合金模拟，并进一步扩展到初生枝晶相的形成。

4.2 共晶合金

Oldfield的早期工作已经指出了共晶合金凝固模拟的大部分基本概念。这项工作最初是在灰铸铁上作的，以后又被其他研究者改进为更复杂的形核模型，并研究了灰铸铁和白口铁的转变。

考虑一个正在凝固的具有共晶成分的温度均一的微观体积元，如图6.5-18所示，此时固相分数 $f_s(t)$ 是指所有在时刻 τ（小于时刻 t）形核并进行长大的晶粒之和，表示为

$$f_s(t)=\int_0^t\dot{n}(\tau)\frac{4}{3}\pi R^3(\tau,t)\mathrm{d}\tau \tag{6.5-126}$$

式中，$\dot{n}(\tau)$ 是时刻 τ 时的形核率，$R(\tau,t)$ 是指该时刻形核的晶粒在长大到 t 时刻的半径。对上式进行微分，可得

$$\frac{\mathrm{d}f_s(t)}{\mathrm{d}t}=\dot{n}(t)\frac{4}{3}\pi R^3(t,t)+\int_0^t\dot{n}(\tau)4\pi R^2(\tau,t)\frac{\partial R(\tau,t)}{\partial t}\mathrm{d}\tau \tag{6.5-127}$$

上式中右边第一项是指（6.5-126）式中新形核的新晶粒，第二项指原来形核的晶粒长大。一般而言 $R(t,t)$ 很小。另外晶粒在时刻 t 的生长速度 $v(\tau,t)=\partial R(\tau,t)/\partial t$，只是晶粒界面处过冷度的函数。由于微元体温度均匀，所有晶粒的过冷度都相同，有

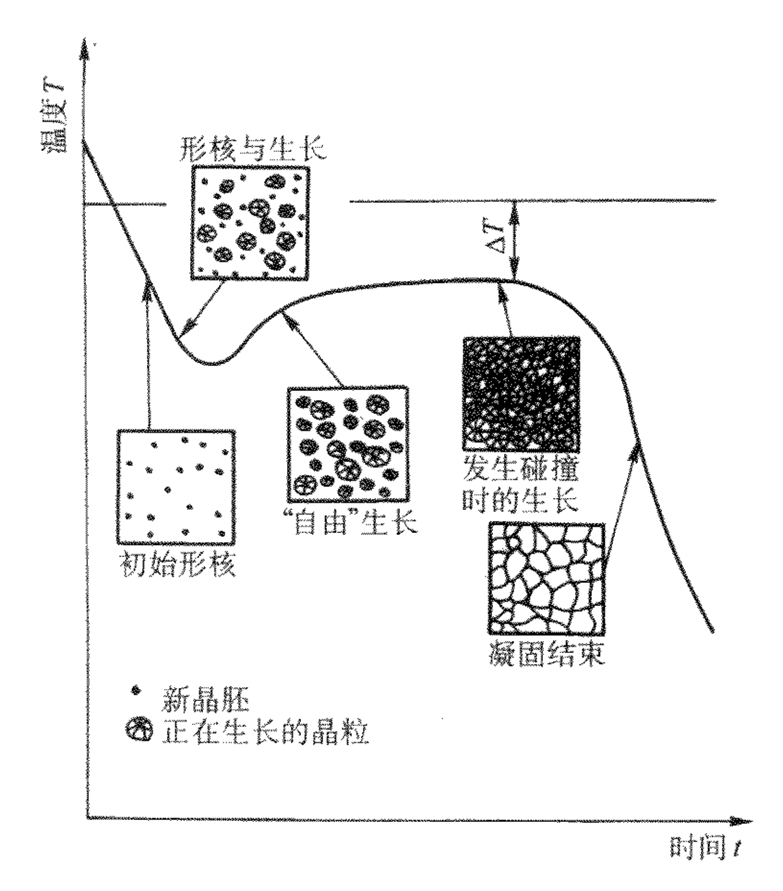


图6.5-18 温度均一的共晶成分合金的冷却曲线和不同的凝固阶段示意

$$\frac{\mathrm{d}f_s(t)}{\mathrm{d}t}=n(t)4\pi\overline{R^2}(t)v(t) \tag{6.5-128}$$

晶粒密度 $n(t)$ 由下式给出

$$n(t)=\int_0^t\dot{n}(\tau)\mathrm{d}\tau \tag{6.5-129}$$

晶粒半径平方的平均 $\overline{R^2}$ 定义为

$$\overline{R^2}(t)n(t)=\int\dot{n}(\tau)R^2(\tau,t)\mathrm{d}\tau \tag{6.5-130}$$

球状晶粒的生长速度由微观组织的生长一节中所给出的方程描述，而晶粒的密度 $n(t)$ 可由形核模型给出。

式（6.5-126）–（6.5-128）中所描述的固相分数与晶粒半径之间的关系假设晶粒在整个生长过程中为球形。这个假设在刚开始结晶的时候还是有效的，但是当固相分数较大时，则不再成立，因为此时晶粒之间会发生碰撞。为了处理晶粒碰撞的情况，大多数等轴晶凝固的微观模型都采用著名的Johnson–Mehl或Avrami模型。该模型最初被用来描述固相再结晶，假设形核和生长的速度均为常数以及再结晶的固相不移动。在这种假设情况下，该模型表明再结晶相与母体之间（在凝固的情况下指固相与液相之间）的有效界面要乘以一个因子 $(1-f_s)$。因此转换率 $\mathrm{d}f_s/\mathrm{d}t$ 变为

$$\frac{\mathrm{d}f_s(t)}{\mathrm{d}t}=n(t)4\pi\overline{R^2}(t)v(t)(1-f_s) \tag{6.5-131}$$

积分式（6.5-131）可得

$$f_s(t)=1-\exp\left[-n(t)\frac{4}{3}\pi R^3(t)\right] \tag{6.5-132}$$

由于Avrami模型的局限性（如当 $R\to\infty$ 时 $f_s=1$，这与生长速度为常数相矛盾）。因此必须对上式进行修正。Speich和Fisher提出有效界面表面与 $f_s(1-f_s)$ 成正比。Price采用数值方法计算了尺寸均匀的球形、椭球形、双锥形晶粒的碰撞问题。Rappaz等采用解析方法分析了球形晶粒在 *fcc* 或简单立方晶格节点上有效固液界面系数 $\Psi(R)(0\leqslant\Psi(R)\leqslant1)$。那么

$$\frac{\mathrm{d}f_s(t)}{\mathrm{d}t}=n(t)4\pi\overline{R^2}(t)v(t)\Psi(R) \tag{6.5-133}$$

对式（6.5-133）的积分结果如图6.5-19所示，由图中可以看出对bcc和立方碰撞模型来说，分别在固相分数为74%和52%时与 f_s-R^3 关系曲线发生偏差。

根据形核、长大及晶粒碰撞所得出的固相分数模型，可

以对图6.5-19所示的微元体的热平衡进行求解。有

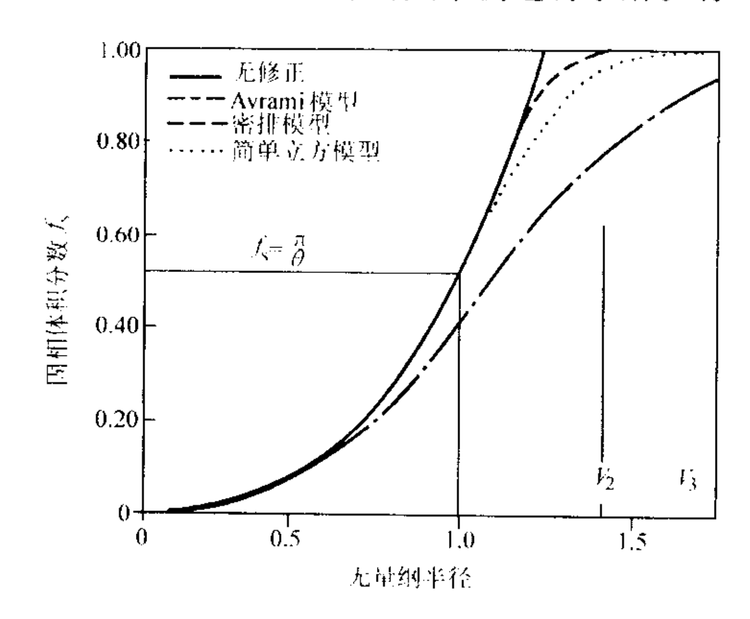


图6.5-19 固相分数 f_s 与利用不同碰撞模型计算出的平均晶粒半径 R 的关系
（以球体立方排列时的临界半径为准）

$$Q_{ext}(t)S = V\left(c_p\frac{dT}{dt} - L\frac{df_s}{dt}\right) \qquad (6.5\text{-}134)$$

式中，S，V和$Q_{ext}(t)$分别为面积、体积和离开体积元的热流。如果假定$Q_{ext}(t)$已知，冷却曲线$T(t)$（或凝固路径）可由式（6.5-134）计算得到。程序流程图如图6.5-20所示。

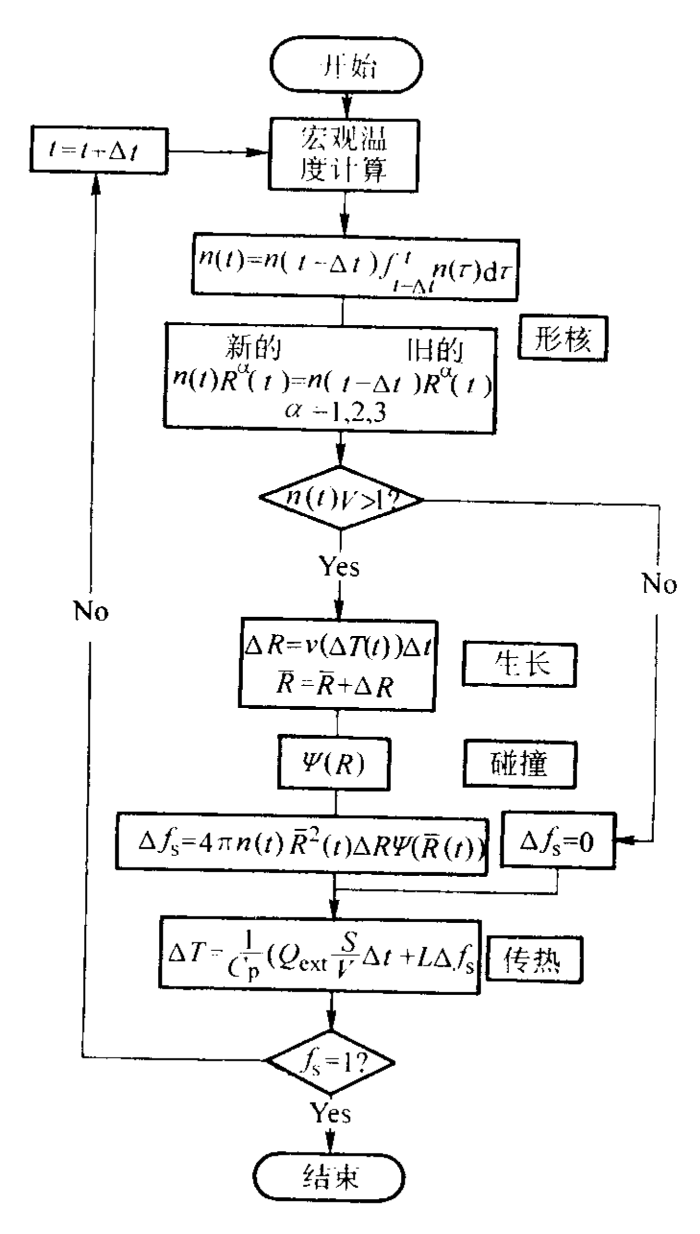


图6.5-20 共晶成分合金凝固时等轴晶组织模拟的框图

4.3 枝晶合金

枝晶合金的凝固与共晶合金不同，因为晶粒内部并不完全是固相。Dustin和Kurz认为初生枝晶相中固相分数为晶粒在液相中的体积分数与球形晶粒内部固相分数的乘积，即

$$f_s = f_g f_i \qquad (6.5\text{-}135)$$

对上式微分，得

$$\frac{df_s}{dt} = \frac{df_g}{dt}f_i + f_g\frac{df_i}{dt} \qquad (6.5\text{-}136)$$

采用与共晶成分合金类似的方法，晶粒分数的改变df_g/dt仍然可以用式（6.5-131）表示，但速度与过冷度的关系则不同。由于在扩散模型中采用扩散层来表示晶粒之间的相互作用，因此不必考虑晶粒碰撞问题。晶粒内部的固相分数f_i可由下式表示

$$f_i = \Omega g(Pe_g) \qquad (6.5\text{-}137)$$

式中，Ω指过饱和度；$g(Pe_g)$是溶质层内溶质浓度的Péclet数的函数：

$$g(Pe_g) = 1 + \frac{3}{2Pe_g} + \frac{1}{Pe_g^2} + \frac{1}{4Pe_g^3} \qquad (6.5\text{-}138)$$

$$Pe_g = \frac{Rv_t}{D_l} \qquad (6.5\text{-}139)$$

式（6.5-136）的右边第一项是可求得的，第二项与冷却速度成正比。在某一时刻晶粒的体积分数是已知的，如果忽略$g(Pe_g)$项，那么df_i/dt就与$d\Omega/dt$成正比。正如许多文献所提到的，该项可以通过比热容变化结合到宏观的热流计算中式（5-134）。

通过考虑形核、生长和溶质再分布，就可以计算枝晶合金的等轴生长过程中的冷却曲线。图6.5-21是Al-7Si合金在四种不同冷却速度下所得到的实验测量结果与计算结果的比较。

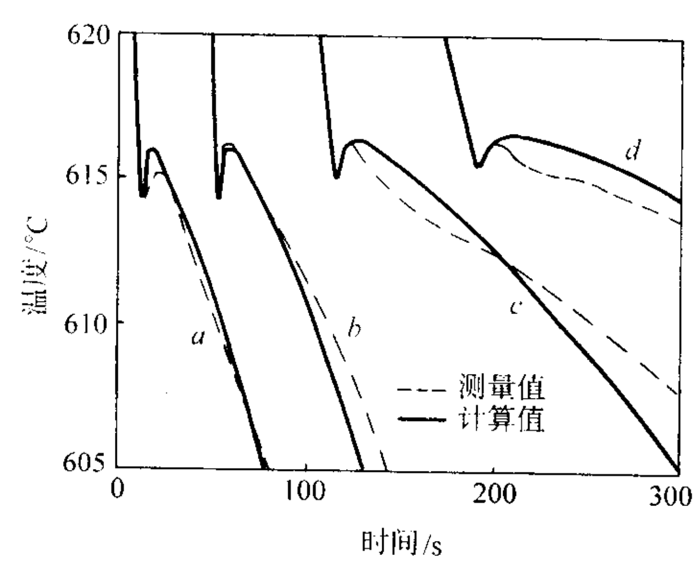


图6.5-21 Al-7Si合金在四种不同的冷却速度下冷却曲线

确定模型是以凝固动力学为基础的，符合晶粒生长物理背景，具有实际意义，但由于它的确定性，从而无法考虑晶粒生长过程中的一些随机现象，如随机形核分布、随机晶向取向等。确定模型不能预测柱状晶向等轴晶的转变过程(CET)，也不能再现凝固时枝晶的生长、竞争和淘汰过程，更不能预测每个晶粒的具体形貌。它忽略了一些与结晶作用有关的因素，不能解释在铸型表面和导致柱状晶区域产生的晶粒选择现象。对于立方系金属，这种选择是以与热流方向一致的晶粒 <100> 结晶轴的最佳对正原则为基础。因此，这种模型不能够预测发生在铸型表面的等轴晶向柱状晶的转变。同时也不能够预测柱状晶横截面尺寸的变化。此外，当温度梯度很小时，发生在液体内部的柱状晶向等轴晶的转变，也很难利用确定论的方法来解释。

5 相场方法

5.1 基本原理

固液界面结构取决于结构有序化与热致无序的竞争。相场理论则通过微分方程反映了扩散、有序化势及热力学驱动力的综合作用。相场方程的解可以描述金属系统中固液界面的形态、曲率以及界面的移动。把相场方程与温度场、溶质场、流速场及其他外部场耦合，则可对金属液的凝固过程进行真实的模拟。相场方法（phase-field method）也称为直接的微观组织模型。

现在相场模型有两个分枝：一是用于描述相变的通用Ginzburg-Landau理论，另一个是描述包晶反应的Cahn-Hilliard

理论。虽然二者都可以描述临界或二阶相变（如 GL 理论处理铁磁或超导转变，CH 理论处理亚稳分解等），但相场理论主要用于一阶相变，特别是凝固。

相场方法引入相场变量 ϕ，ϕ 是一个有序参量，表示系统在空间/时间上每个位置的物理状态（液态或固态）。在液相区，相场变量 $\phi = a$；在固相区 $\phi = b$；在固液两相区，ϕ 的值在 $a \sim b$ 之间连续变化（其中 a 和 b 为 $[-1, 1]$ 之间的整数）。相场方法可以描述平衡状态下新相与母相界面以及固液界面处复杂的生长过程，如果耦合温度场、溶质场和流场，就可以比较真实地对凝固过程进行模拟。相场方法用统一的控制方程，不必区分固液相及其界面，不必跟踪固液界面，因此适合于晶粒生长的三维模型。

5.2　相场方程

相场模型表达式非常多，但就其原理来说，主要有两种：自由能函数法和熵函数法。由于自由能表达式的多样性，因而造成相场模型的多样性，譬如 Kobayashi 模型、WBM 模型和 Karma 模型等分别用于不同的合金或组织，并且基于自由能函数法的相场模型必须依赖于参数的合理选取才能消除非平衡条件下的异常项的出现。考虑到体系的自由能与体系的熵在热力学上具有相关性，采用热力学一致方法，并采用渐近分析方法提出了基于具有双稳态势的独立熵梯度函数和界面能梯度函数的相场模型，该模型中增加了额外的自由度，可以消除非平衡条件下异常项的出现。下面分别给出基于这两种原理的最基本的形式。

（1）基于自由能函数的相场模型

体系的自由能 F 可以表示为

$$F = \int\left[f(\phi, U, C) + \frac{\varepsilon^2}{2}|\nabla\phi|^2\right]\mathrm{d}V \qquad (6.5\text{-}140)$$

根据最小能量原理由变分形式的 Lyapounov 函数以及线性不可逆热动力学可以推导出以下各式：

$$\dot{\phi} = -M_\phi\frac{\delta F}{\delta\phi} \qquad (6.5\text{-}141)$$

$$\dot{C} = \nabla\left(M_c\nabla\frac{\delta F}{\delta C}\right) \qquad (6.5\text{-}142)$$

$$\dot{U} = \nabla\left(M_u\nabla\frac{\delta F}{\delta U}\right) \qquad (6.5\text{-}143)$$

式中，$\dot{\phi}$ 为相场变量；F 为体系的自由能；f 为 Ginzburg－Landau 型自由能密度，是双稳态势函数；U 为体系的量纲为 1 的焓，C 为浓度，ϵ 为梯度能修正系数，M_ϕ，M_c，M_u 为热力学参数。

（2）基于熵函数的相场模型

体系的熵可以表示为

$$S = \int(s(\phi, e, C) - \frac{\varepsilon^2}{2}|\nabla\phi|^2)\mathrm{d}V \qquad (6.5\text{-}144)$$

同样，根据最小能量原理由变分形式的 Lyapounov 函数以及线性不可逆热动力学可以推导出以下各式：

$$\dot{\phi} = M'_\phi\frac{\delta S}{\delta\phi} \qquad (6.5\text{-}145)$$

$$\dot{C} = -\left(\nabla\cdot M'_c\nabla\frac{\delta S}{\delta C}\right) \qquad (6.5\text{-}146)$$

$$\dot{e} = -\left(\nabla\cdot M'_e\nabla\frac{\delta S}{\delta e}\right) \qquad (6.5\text{-}147)$$

式中，S 为体系的热力学熵；S 为比熵；e 为能量密度；M'_ϕ，M'_c，M'_e 为热力学参数。

目前使用较多的相场模型是由 Karma 和 Rappel 提出的。该模型包括一组描述温度场和有序化参数的偏微分方程：

$$\frac{\partial U}{\partial t} = D\nabla^2U + \frac{1}{2}\frac{\partial\phi}{\partial t} \qquad (6.5\text{-}148)$$

$$A^2(\vec{n})\frac{\partial\phi}{\partial t} = \nabla\cdot(A^2(\vec{n})\nabla\phi) + (\phi - \lambda U(1-\phi^2))(1-\phi^2) + \frac{\partial}{\partial x}\left(|\nabla\phi|^2A(\vec{n})\frac{\partial A(\vec{n})}{\partial\phi_{,x}}\right) + \frac{\partial}{\partial y}\left(|\nabla\phi|^2A(\vec{n})\frac{\partial A(\vec{n})}{\partial\phi_{,y}}\right) \qquad (6.5\text{-}149)$$

$$A(\vec{n}) = (1-3\varepsilon)\left[1 + \frac{4\varepsilon}{1-3\varepsilon}\frac{(\phi_{,x})^4 + (\phi_{,y})^4}{|\nabla\phi|^4}\right] \qquad (6.5\text{-}150)$$

式中，U 指温度；常数 $D = \alpha\tau_0/W_0^2$；τ_0 为原子在界面上的运动时间；W_0 是表征狭窄的固液界面的长度；α 是热扩散系数；λ 是通过双阱势耦合 U 和 ϕ 的系数；$\vec{n}$ 为界面处的法向矢量；$\phi_{,x}$ 和 $\phi_{,y}$ 分别为对 x 和 y 的偏导。

多相场理论主要是用于处理一个系统中存在多相的情况。在微观组织的形成过程中，如果将具有不同结晶方向的晶粒视作不同的相，就可以应用通常所指的多相场模型。n 个相的多相系统的通用自由能密度函数为

$$f = \sum_{\substack{i,k\\(i<k)}}^{n}\left[\frac{\varepsilon_{ik}^2}{2}|\phi_k\nabla\phi_i - \phi_i\nabla\phi_k|^2 + \frac{\gamma_{ik}}{4}\phi_i^2\phi_k^2 - m_{ik}\left(\frac{1}{3}\phi_i^3 + \phi_i^2\phi_k - \frac{1}{3}\phi_k^3 - \phi_i\phi_k^2\right)\right] \qquad (6.5\text{-}151)$$

$$\sum_{i=1}^{n}\phi_i = 1 \qquad (6.5\text{-}152)$$

式中，ε_{ik} 是相 i 和 k 之间的能量梯度；γ_{ik} 是有序化势系数；m_{ik} 是热力学驱动力。对系统自由能求最小值，有

$$\dot{\phi}_i = \sum_{k\neq i}q_{ik} = \sum\frac{1}{\tau_{ik}}[\varepsilon_{ik}^2(\phi_k\nabla^2\phi_i - \phi_i\nabla^2\phi_k) + \gamma_{ik}\phi_i\phi_k(\phi_i - \phi_k) - m_{ik}\phi_i\phi_k] \qquad (6.5\text{-}153)$$

式中，q_{ik} 是 $i \rightarrow k$ 相变时 ϕ_i 的增加量；τ_{ik} 是动力学常数。在单相边界 $i \rightarrow k$，$\phi_k = 1 - \phi_i$，自由能函数变为标准函数：

$$f = \varepsilon_{ik}^2|\nabla\phi_i|^2 + \frac{\gamma_{ik}}{4}(1-\phi_i)^2\phi_i^2 + \frac{m_{ik}}{3}(4\phi^3 - 6\phi^2 - 1) \qquad (6.5\text{-}154)$$

由于 $\varepsilon_{ik}^2|\nabla\phi_i|^2 + \frac{\gamma_{ik}}{4}(1-\phi_i)^2\phi_i^2$ 作用在晶粒边界上，而 m_{ik} 只对晶粒内部起作用。因此自由能密度可以分为晶粒边界项和热力学项：

$$F_{\text{grain boundary}} = \int_v\varepsilon_{ik}^2|\nabla\phi_i|^2 + \frac{\gamma_{ik}}{4}(1-\phi_i)^2\phi_i^2 \qquad (6.5\text{-}155)$$

$$F_{\text{thermodynamic}} = \int_v\frac{m_{ik}}{3}(4\phi^3 - 6\phi^2 - 1) \qquad (6.5\text{-}156)$$

对平界面有

$$\phi(x) = \frac{1}{2}\left(1 - \tanh\frac{x}{\delta}\right) \qquad (6.5\text{-}157)$$

式中，x 是垂直于界面的坐标；δ 是界面厚度（$\delta = \sqrt{\varepsilon^2/\gamma}$）。那么

$$F_{\text{grain boundary}} = \sqrt{\gamma\varepsilon^2} \qquad (6.5\text{-}158)$$

热力学驱动力 m_{ik} 为

$$m_{ik} = \Delta S_{ik}(T - T_{ik}^*) \qquad (6.5\text{-}159)$$

式中，ΔS_{ik} 是相变 $i \rightarrow k$ 时的熵。

相场参数的求解需要与外部的温度场、溶质场、速度场进行耦合。数学模型分别为

传热：

$$\sum_{i=1}^{n}\phi_i(\rho c_p)_i\frac{\mathrm{d}}{\mathrm{d}t}T = \nabla(\lambda\nabla T) + \sum_{i,k=1}^{n}\frac{L_{ik}q_{ik}}{2} \qquad (6.5\text{-}160)$$

在能量守恒方程引入热扰动项，主要用于模拟二次枝晶臂的产生，其大小符合 Gaussian 分布：

$$< q_m(\vec{r}_1,t)q_n(\vec{r}_2,t') > = 2DF_u\delta_{mn}\delta(\vec{r}_1-\vec{r}_2)\delta(t-t') \quad (6.5\text{-}161)$$

式中，F_u 为热扰动幅值。

传质：

$$\frac{d}{dt}c = \nabla D_\lambda\left[\nabla c - c\sum k_{i\lambda}\nabla\phi_i\right] \quad (6.5\text{-}162)$$

液相中的动力传输：

$$\frac{d}{dt}\rho_l\vec{v} = -\phi_l\nabla p + \nabla(\mu\nabla\phi_l\vec{v}) + \phi_l\vec{b} - M_l^d\vec{v} \quad (6.5\text{-}163)$$

式中，(ρc_p) 是 i 相的比热容；λ 是有效热导率；L_{ik} 是相变热；D_λ 是有效溶质扩散系数；$k_{i\lambda}$ 是相 i 与参考相 k 之间的分配系数；ρ_l 是液相密度；p 是压力；μ 是黏度；$\vec{b}$ 是体积力；M_l^d 是界面应力；$\vec{v}$ 是液相中的速度。利用相场模型也可以处理共晶和包晶的凝固过程。

5.3　枝晶生长的模拟

张光跃、荆涛及柳百成等人采用相场方法对铝合金的生长过程进行了模拟。等轴枝晶温度场模拟结果如图 6.5-22 所示。图中颜色分别表示不同的温度，从高到低依次为：黄色→绿色→红色→青色，其中青色指的是液相温度。枝晶前沿存在曲率过冷，因此温度较低；由于枝晶生长过程中释放潜热，因而固相中的温度较之液相要高。同时，由于存在着热扰动，因而枝晶温度场的分布并不完全对称。

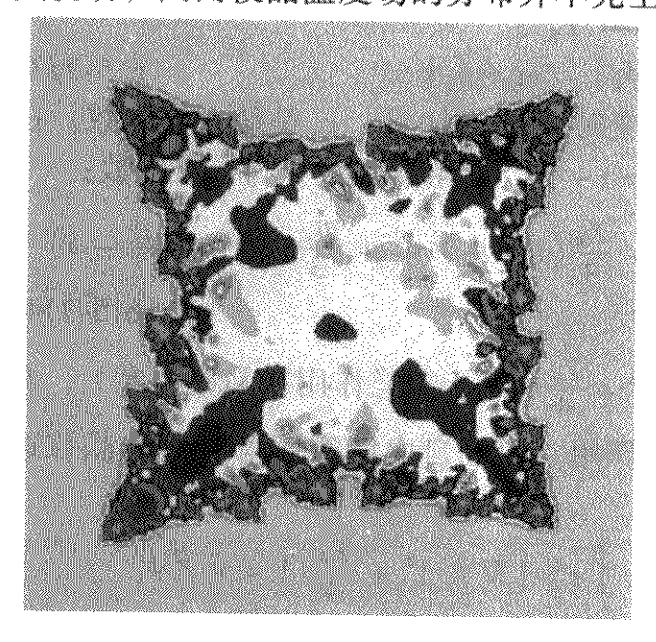




图 6.5-22　枝晶温度场

Provatas，Goldenfeld 和 Dantzig 等人采用自适应网格技术和相场方法模拟了大过冷度下热枝晶的生长情况。假设枝晶在过冷液相中以圆形晶核为起点开始生长。所模拟的区域为枝晶的 1/4。图 6.5-23 表示枝晶在 10^{-5} s 时间步后的形貌，枝晶的分枝情况非常明显。计算域网格为 800 $\mu m\times$ 800 μm，最小空间步长为 0.78。在 Sun UltraSPARC 2200 工作站上计算所需的 CPU 时间为 10 h。

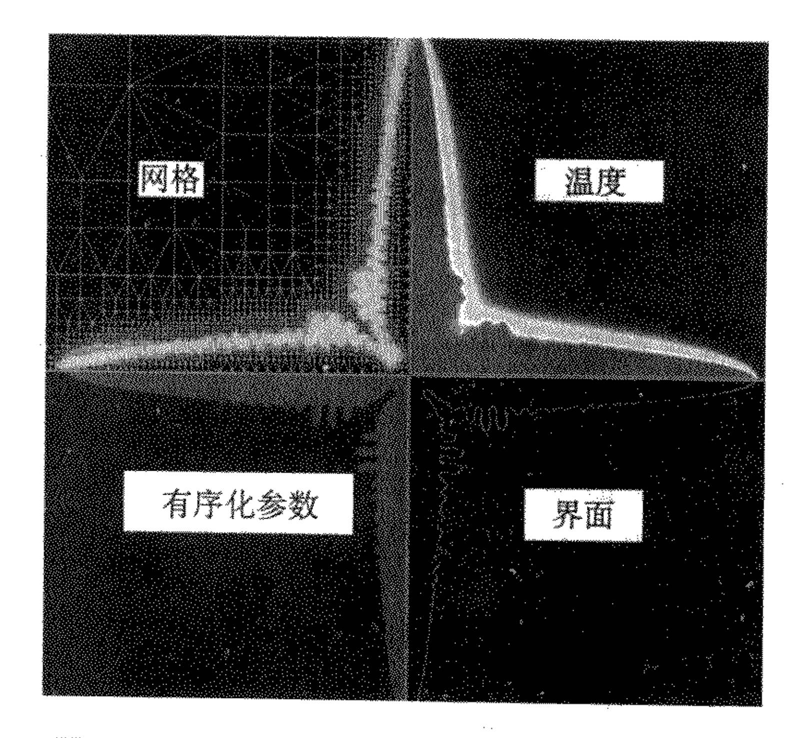
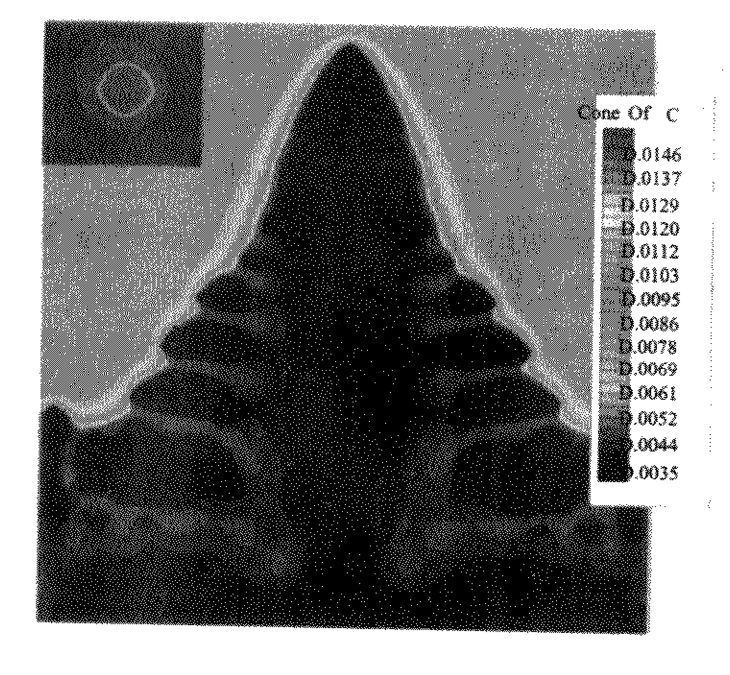


图 6.5-23　采用自适应网格技术与相场方法模拟的枝晶生长。从右上角开始按顺时针方向分别为温度场、$\phi=0$ 时的轮廓线、ϕ 场的轮廓线与网格

P.-R. Cha 等人对相场方法作了改进，采用单位体积的摩尔数表示浓度，从自由能函数中推导出了相场和浓度场的转变方程，模拟了多元合金中等轴晶的形成。等轴晶在 Fe-x (0.5)% C二元合金和 Fe-x (0.5)% C-x (0.005)% Mn 三元合金中的形成情况。模拟结果如图 6.5-24。考虑到等轴晶形貌的四重对称性，只对该枝晶的 1/4 进行了计算。Fe－C 二元合金的过冷度为 27.65 K，Fe－C－Mn 三元合金的则为 27.63 K。在 Intel Pentium Ⅲ－450 MHz 的计算机上，二者分别耗时为 35 h 和 78 h。

Loginova，Wen 和 Warren 等人采用相场方法模拟了三个晶粒共同生长及碰撞的情况（见图 6.5-25）。在每个晶粒中可以发生二次臂的粗化，但由于晶粒间溶质扩散的影响，导致晶界处仍然存在液相。

(a)



(b)

图 6.5-24　在 1 775 K、2.5×10^{-5} s 时 Fe－x (0.005)% Mn－x (0.5)%C 三元合金的枝晶生长过程中 C (a) 和 Mn (b) 的浓度分布。计算网格 500 $\mu m\times$ 1 000 μm，颜色范围从蓝色（最低浓度）到绿色（中等浓度），再到红色（最高浓度）

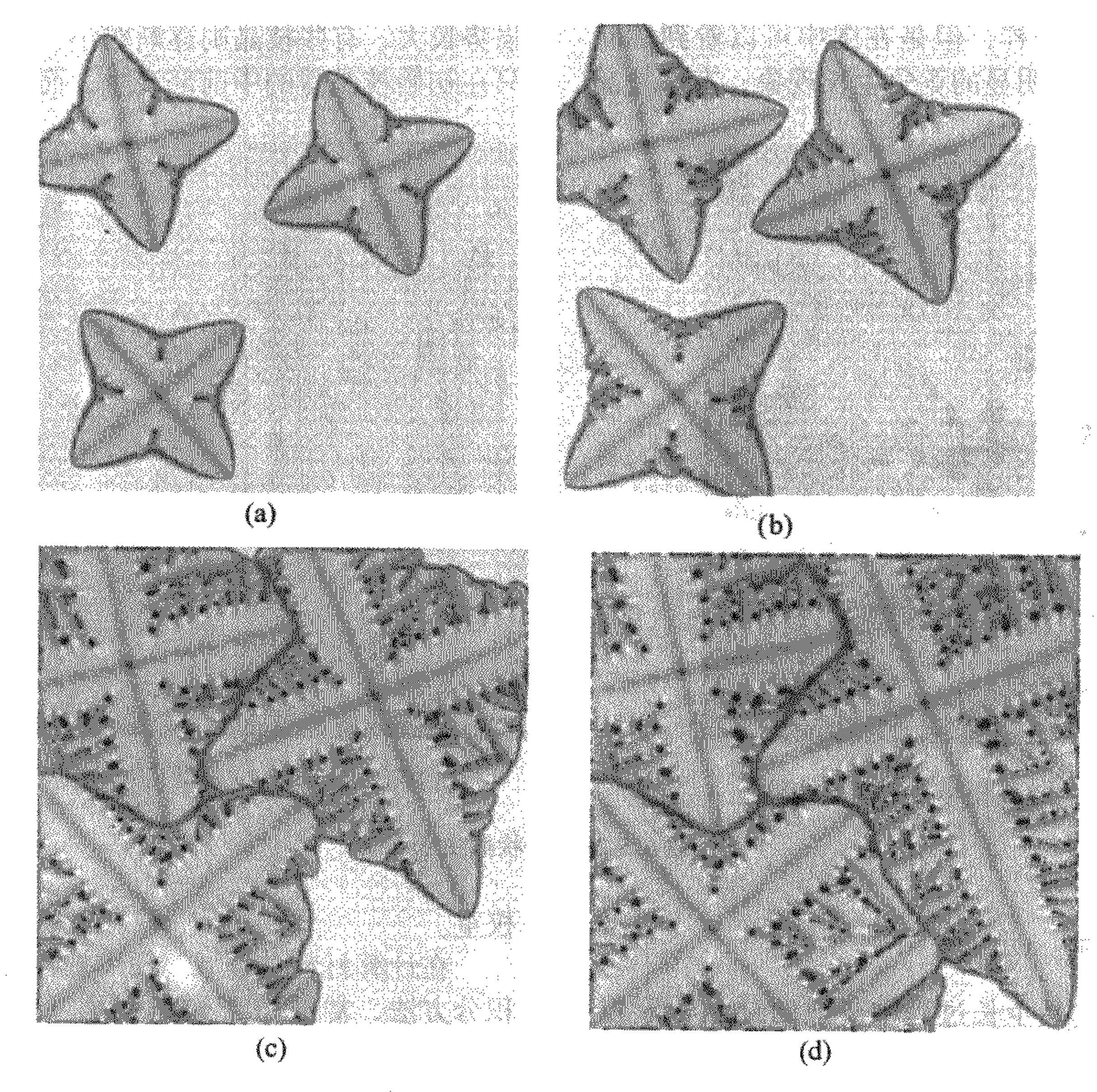
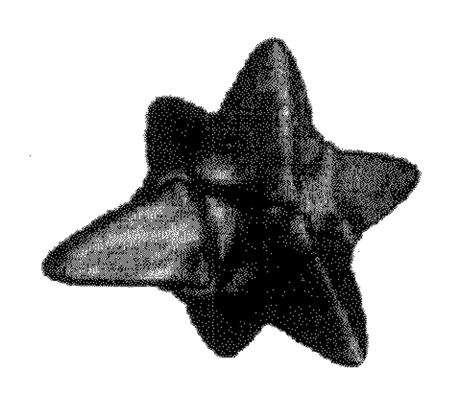
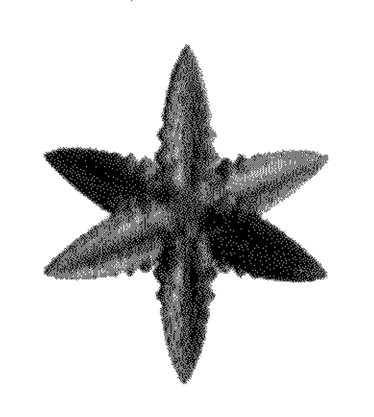


图 6.5-25　用相场法模拟的三个晶粒的生长与碰撞

清华大学对 Al－4.5%Cu（质量分数）合金的枝晶生长进行了三维模拟计算：微观剖分尺寸为 2 μm，总计算单元为 250 μm×250 μm×250 μm；宏观剖分尺寸为 0.5 mm；浇注温度：720℃。在模拟计算中也采用了宏微观耦合的方法。图 6.5-26 则对不同模型计算的三维枝晶形貌进行了对照。



(a) 纯物质尖锐界面相场模型



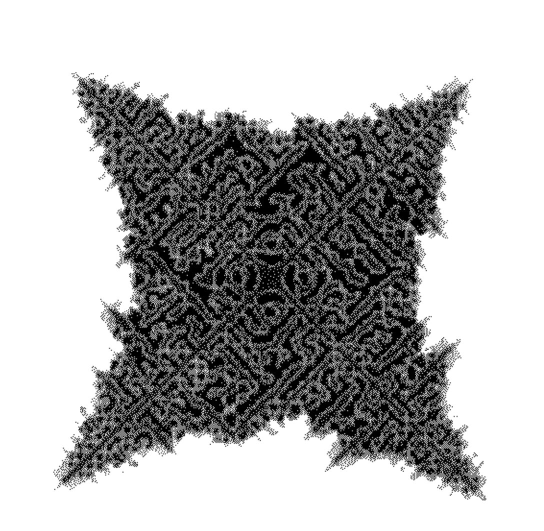
(b) 二元合金弥散界面相场模型

图 6.5-26　不同模型模拟结果比较

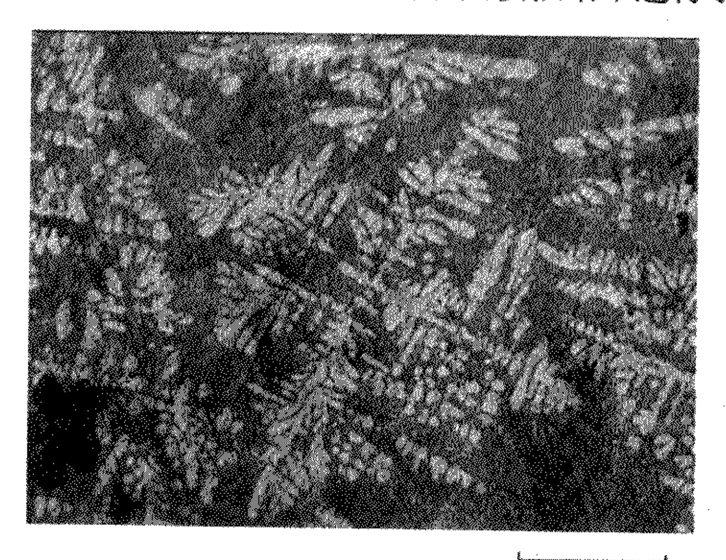
从图 6.5-26 可以看出，由于 a 图采用的是尖锐界面的纯物质三维相场模型，不考虑热扰动，因此初始枝比较光滑，无分枝产生，而 b 图为新发展的二元合金三维相场模型，该模型中引入了热扰动，因此可以清楚地看到枝晶分枝的产生。

图 6.5-27a 为采用相场方法模拟的 Al－12.5% Si（质量分数）合金的枝晶形貌，绿色表示枝晶的轮廓，红色和蓝色表示不同的溶质浓度；图 6.5-27b 为实验中观察到的枝晶形貌。从图 a 中可以看出，在固相区域内在枝晶主干和侧枝旁存在着低浓度区（蓝色部分），这是曲率和界面动力学的综合影响导致的。从图 a 中我们还发现，三次枝晶臂只在二次枝晶臂的一侧生长，而不是在两侧同时生长，1993 年 Glicksman 等人在实验中已经发现这种现象，模拟结果也揭示了这一点。

用相场方法对柱状晶的演变过程（Al－4.5% Cu，质量分数）进行了模拟计算，热流方向为垂直向下，其他三面绝热。结果如图 6.5-28 所示，并与 Provatas 等人的 SCN－0.4%（质量分数）丙酮定向凝固模拟结果进行了对比。比较图 6.5-



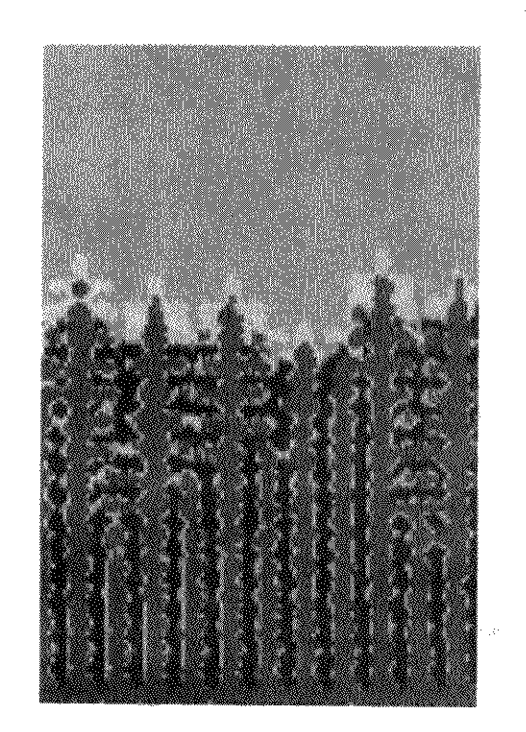
(a) 相场方法模拟的枝晶



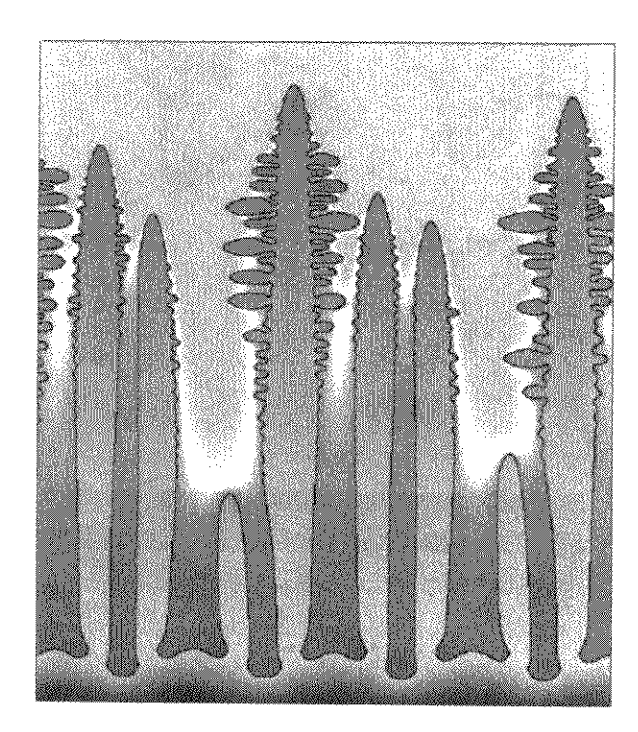
(b) 实验观察到的枝晶

图 6.5-27　等轴枝晶形貌

28a 和 b，虽然两者材料不一样，但是在图中可以看到柱状晶生长的共同特征：①存在明显的竞争生长现象，有些枝晶强势长大，有些枝晶则逐渐弱小，并被淹没。②二次枝晶臂只在初始枝晶臂的中前部产生，而在根部不产生。



(a) 相场方法模拟结果



(b) Provatas 等人定向凝固模拟结果

图 6.5-28　柱状晶生长

6　随机性模拟方法

确定论模型忽略了枝晶生长过程中离散的结晶学形貌。为了在模型中引入这种特征，就必须考虑晶粒生长的纳米尺度，目前对电子结构的计算主要是针对小的原子簇团（小于100个原子）进行的。而原子尺度则针对 $10^2 \sim 10^4$ 个原子。晶粒边界、位错等微观组织特征则包含更多的原子，如模拟100 g金属的凝固过程约需考虑 10^{24} 个原子，这大大超出了目前计算机硬件的能力。尽管如此，随机性模型已经对微观组织的转变做出了成功的预测。

随机模型（stochastic modeling）主要是指采用概率方法来研究晶粒的形核和长大，包括形核位置的随机分布和晶粒晶向的随机取向。凝固过程中的传质过程以及能量和结构起伏是随机过程，因此，采用概率方法来研究微观组织的形成过程更能接近实际。随机性方法中主要包括有 Monte Carlo 方法和 Cellular Automata 方法。下面我们首先介绍 Monte Carlo 法。

6.1　Monte Carlo 方法

（1）基本原理

Monte Carlo 法是一类模拟技术的总称，通常是采用毫不相关的随机数进行大量的计算机实验。概括起来有两种：直接方法和统计方法。前者用于模拟那些可以分解为各个独立过程的随机事件，后者用于对多维定积分进行数值求解。

一般而言，建立 Monte Carlo 模型包括三步：①将所研究的问题转变为类似的概率或统计模型。②通过数值随机抽样实验对概率模型进行求解，其中包括大量的算术运算和逻辑操作。③用统计方法对得到的结果进行分析处理。相应地，在数学处理上，也存在三个对应的步骤：①建立描述随机过程的控制微分方程。②利用权重或非权重随机抽样方法对控制方程式进行积分求解。③求出状态方程的根值，以及关联函数、结构信息和 Monte Carlo 动力学参数。

按照如何从随机数分布中选择用于数值积分实验的随机数，可以分为简单抽样 Monte Carlo 法和重要抽样 Monte Carlo 法。简单抽样使用均匀分布随机数，而重要抽样则采用与研究对象一致的分布函数，这意味着被积分函数在具有较大值的区域要使用大的权重系数，而在取小值的区域则采用小的权重。

在计算材料学领域，简单抽样技术作为一种非权重随机积分方法，常被用于逾渗模型（Percolation Model），而重要抽样作为 Metropolis Monte Carlo 算法的根本原理，它以 q 态 Potts 模型的形式也被广泛应用于微观结构模拟。Monte Carlo 法在材料科学方面的应用主要涉及表面和界面、扩散、相变、聚合物、外延生长及结构、异相界面、晶体生长、断裂及材料力学性质方面的模拟。本文主要介绍 Monte Carlo 法模拟金属凝固过程中微观组织的形成。其他方面的理论与应用可进一步参见相关文献。

Monte Carlo 法在相变方面的应用最初源于对再结晶过程中固相晶粒生长过程的模拟，后来 Spittle 和 Brown、Zhu 和 Smith 对这一方法作了发展，研究了工艺参数及合金参数对单相二元合金晶粒组织的定性预测结果，其中包括柱状晶和等轴晶的转化。然而这些模型忽略了宏观/微观传输过程的细节，因此缺乏物理背景。另外 Monte Carlo 方法的步长与凝固时间无关。

（2）数值方法

该法以概率统计理论为其主要理论基础，以随机抽样为其主要手段。它建立在界面能最小基础之上，不同属性的质点之间存在界面能（如固、液质点，或属于不同晶粒的质点）。Monte Carlo 法的原理是：将宏观传热的计算单元划分成数量为 N 的更细小单元，一般为正方形或六边形网格。假设网格中的某节点 i，并赋给它一个正整数 P_i 用以表示晶粒指数，在形核开始之前 $P_i = 0$（表示液态），然后，按下列规则进行形核、生长计算：当温度低于合金液相线时，在网格中随机选取节点 i，计算其形核概率 $P_n(t+\Delta t)$：

$$P_n = \delta N V_m \qquad (6.5\text{-}164)$$

式中，V_m 为每个网格单元的体积；δN 为 t 到 $t+\Delta t$ 时刻单元体积内熔体的形核数目，其值可由 Oldfield 连续形核模型或 Rappaz 形核模型求出。将 $P_n(t+\Delta t)$ 与一个随机数发生器 $n(0 \leqslant n \leqslant 1)$ 作比较，若 $P_n(t+\Delta t) > n$，则该单元形核凝固，随机赋予 P_i 一个从 1 到 Q 的正整数晶向值（Q 为可取的晶向数），表示晶向。

液体金属中发生形核以后，原子陆续向晶体表面堆砌，发生长大过程。这里存在两个矛盾的方面：一，液体向固体的转变将使整个系统的体积自由能 ΔF_v 降低；二，固液界

面则使系统增加了一项界面自由能 ΔF_s。Zhu 和 Smith 等人认为，具有不同晶向值的相邻单元，按照界面能最小原理依附长大，其长大概率 $P_g(t+\Delta t)$ 为

$$P_g(t+\Delta t)=\begin{cases}0 & \Delta T\leqslant 0\\ \exp(-\Delta F_g/kT) & \Delta T>0\end{cases} \tag{6.5-165}$$

$$\Delta F_g=\Delta F_v+\Delta F_s \tag{6.5-166}$$

式中，ΔF_g 为总的自由能变化；ΔF_v 为过冷度决定的体积自由能变化；ΔF_s 为不同界面造成的界面能变化；k 为玻耳兹曼常数。

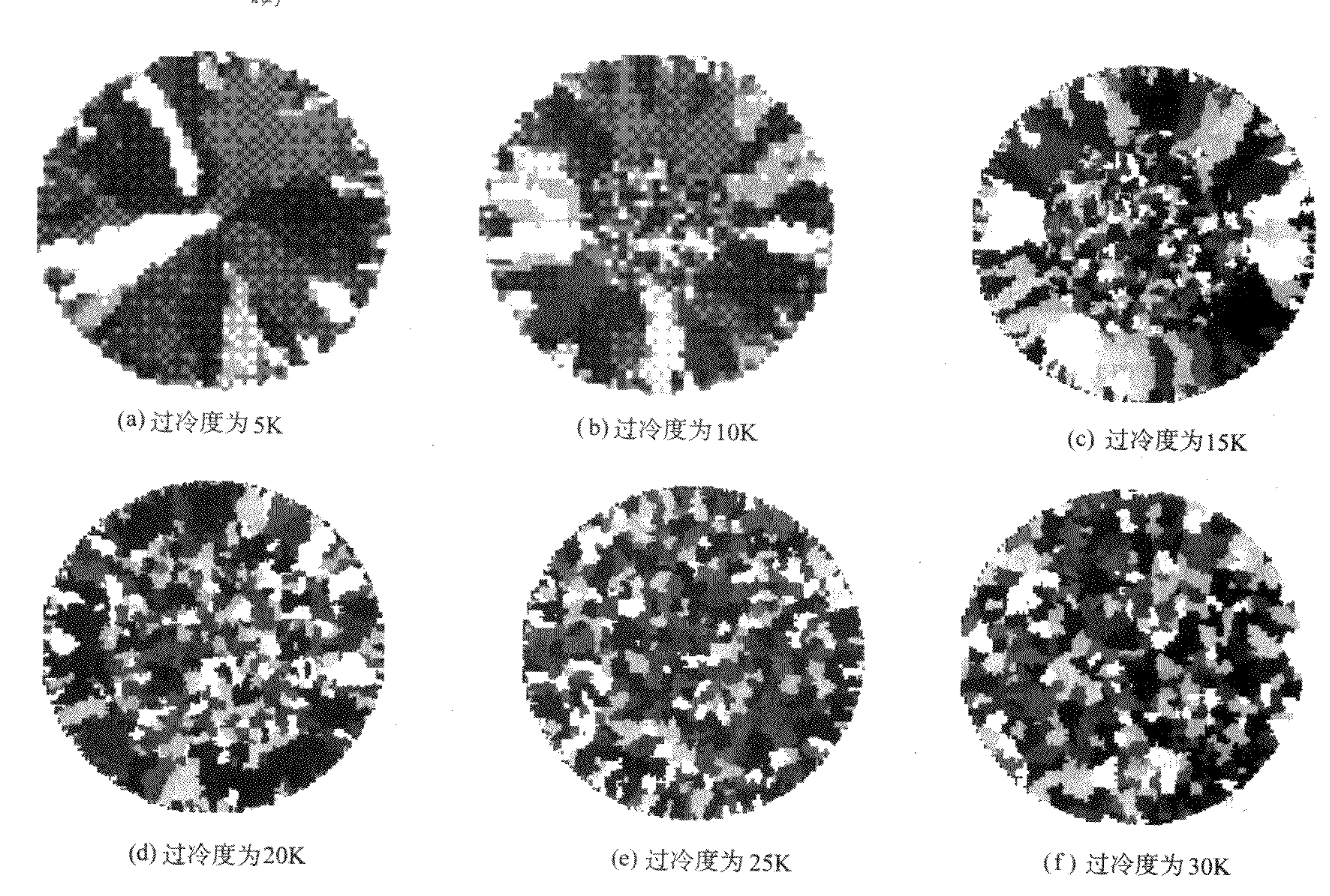
在一个 Monte Carlo 步长内随机选取一个网格单元，如果为液态且其周围至少存在一个固体单元，其边界能变化为

$$\Delta E_j=E'_j-E_j \tag{6.5-167}$$

$$E_j=\gamma\sum_{k\neq j}(1-\delta I_j I_k) \tag{6.5-168}$$

式中，γ 为界面能，δ 为 Kroneker 符号，求和部分是对该单元最近相邻单元进行的。ΔE 即为晶体生长和微观组织演变的驱动力。当 $\Delta E\geqslant 0$ 时，边界能增加，晶体将不会生长；当 $\Delta E<0$ 时，边界能减少，可以发生液固转变。

大连理工大学采用 Monte Carlo 法模拟了 Al－4.5% Cu（质量分数）合金的凝固组织。清华大学采用 Monte－Carlo 方法与宏观传热模型相结合，模拟了过共晶 Al－Si 合金的微观组织形成过程。图 6.5-29 为过冷度对 Al－13% Si（质量分数）合金微观组织的影响。从模拟结果可以看出，当过冷度增加时，会发生柱状晶向等轴晶的转变。过冷度为 5 K 时，微观组织为少量的细小等轴晶＋大量的粗大柱状晶；随着过冷度增加，出现了中心等轴晶，等轴晶的数量增加、尺寸增大；30 K 时则变为完全等轴晶。



(a) 过冷度为5K　(b) 过冷度为10K　(c) 过冷度为15K

(d) 过冷度为20K　(e) 过冷度为25K　(f) 过冷度为30K

图 6.5-29　过冷度对 Al－13%Si（质量分数）合金微观组织的影响

6.2　Cellular Automata 方法

20 世纪 90 年代初提出了新的改进方法－Cellular Automata（简称 CA）方法。这种方法同样以随机概念为基础，为了更准确的模拟凝固过程中的晶粒组织，将现有的随机性与确定性方法的优点相结合。假设试样处于均匀温度分布状态，以形核的物理机理和晶体生长动力学理论为基础。对于模型中晶核位置分布，以类似确定性方法的模型进行处理。如果整个晶粒密度在给定过冷度下从平均分布中得到，这些晶核的位置将随机产生。同时，该方法也考虑了新晶核的随机结晶方向。并且将枝晶前端的生长动力学引入到模型中。模拟出来的微观组织也不依赖于计算过程中的单元网格划分结构。虽然与 Monte Carlo 方法的模拟结果类似，但是该方法具有一定的物理基础，并且能够定量反映过冷度和溶质浓度的影响。对 Al－Si 合金的微观组织进行了模拟，取得了很好的结果，并且已经在三维上开展了工作。

（1）CA 方法的基本原理

Cellular Automata 以计算机建模和仿真的方法，研究由类似于生物细胞的大量并行个体所组成的系统的宏观行为与规律。在研究方法上多采用离散的空间布局和时间间隔。这种理论假设每个“单元”（cell）有若干个“状态”，其状态的改变只与当时它自身的状态及与它邻近的若干个“单元”的状态有关。这只是一种“微观决策”（事实上，这种系统并无“宏观决策”）。时间每跳过一步，所有的“单元”都按照其自身的和邻居的状态以及状态改变的策略，并行地转变各自的状态。而整个系统的宏观模式及其演化的动力学，则是由大量的、一系列的“微观决策”效果的积累来决定的。世界上的许多系统，天然的或人造的，都能以 CA 模型来加以描述与研究，例如，生物群落、人类社会、消费市场、加工误差和制造系统等等。

CA 是时间和空间状态都离散、空间的相互作用及时间上的因果关系皆局部的网格动力学模型。不同于一般的动力学模型，CA 模型没有明确的方程形式而是包含了一系列模型构造的规则。凡是满足这些规则的模型都可以算作是 CA

模型。因此确切地讲CA是一类模型的总称或者说是一个方法框架。

CA方法的模型构造规则归纳起来有四点：①单元分布在离散的规则的空间网格上。②单元的状态离散有限。③时间具有离散性特征。④单元状态根据周围邻居的单元状态依据统一规则作同步更新。

也就是说一些单元按照上述规则构造的动态系统就是CA模型。显然CA的约束条件还是相当宽松的，很容易根据不同的应用领域而灵活地将之具体化。这是CA应用领域非常广泛的原因。而且这还是一个相对狭义的概念，在应用过程中还可对CA模型或多或少地进行扩展，突破上述限制而构建出各种形形色色的扩展CA模型，如具有连续状态的CA模型，构建在不规则空间网格的CA模型等。

CA模型用于模拟微观组织时具有以下基本特征：凝固区域首先用较粗的网格来计算温度场，在此网格内，划分成更细而均匀的节点，在节点上采用CA模型进行形核和生长计算。所有节点在凝固前为液态，$p_i=0$，如果在一定时间内，过冷度满足形核的条件，此单元的某些节点形核，这些节点的标志p_i设置为正整数（它是从一系列取向族中选取的）。对立方系晶体来说，CA计算中假定枝晶按照尖端动力学方式生长，择优取向为<100>。当晶粒生长时，它捕获周围液态节点，使这些节点变成固态，且与核心保持相同的生长取向。采用上述模型，可定量描述晶粒形核长大的过程。

（2）CA模型与数值求解方法

CA模型中，形核采用基于高斯分布的连续形核模型。在$0\sim\Delta T$区间对$dn/d(\Delta T)$进行积分即可求得所对应时刻的晶核密度。当单元的温度低于其液相线时，在一个时间步长δt内，温度下降δT，相应地过冷度增加$\delta(\Delta T)$ （$\delta(\Delta T)>0$）。此时熔体内新生晶核的密度为

$$\delta n_v = n_v[\Delta T+\delta(\Delta T)] - n_v(\Delta T) = \int_{\Delta T}^{\Delta T+\delta(\Delta T)} \frac{dn_v}{d(\Delta T')} d(\Delta T') \qquad (6.5\text{-}169)$$

式中，下标符号v指的是熔体内部的形核质点分布（相对于型壁而言）。在该时间步长内，新形核的晶粒数δN_v可由δn_v乘以熔体体积V而得到。这些新的晶核在整个CA单元内随机分布，其概率为

$$p_v = \frac{\delta N_v}{N_{CA}} = \delta n_v V_{CA} \qquad (6.5\text{-}170)$$

式中，N_{CA}是整个计算区域V内CA单元的数目；V_{CA}则是单个CA单元的体积。在一个时间步长δt内，每一个CA单元均被赋予一个随机数n（$0\leqslant n\leqslant 1$）。如果一个单元仍然为液态（其状态指数保持为0），当$n\leqslant p_v$时该单元发生固液相变，其状态指数将被赋予一个正整数（表示不同的晶向）。CA单元形核后，就会按一定的规律生长。这里假定其按枝晶尖端动力学规律生长。在数值计算上，处理方法如下。

在二维平面上，将铸件划分为规则的网格单元（通常为四边形或六边形），标记每个单元的最相邻单元。图6.5-30为Cellular Automata模型示意图。A是网格单元的一个形核结点，它在某一时刻t_N结晶形核。晶粒的最大生长方向与x轴夹角为θ（可随机选取为$-45°<\theta<45°$）。在t时刻，晶粒的半径即图中阴影四边形的半对角线长$L(t)$为枝晶尖端长大速度在整个时间段上的积分：

$$L(t) = \int_N v[\Delta T(t')]dt' \qquad (6.5\text{-}171)$$

$v[\Delta T]$可由KGT模型计算。在t_B时刻，由A节点形核长大的四方形晶粒接触到四个相邻单元B1、B2、B3、B4。这时晶粒半对角线长（半径）$L(t_B)$与$l_\theta = l(\cos\theta + |\sin\theta|)$

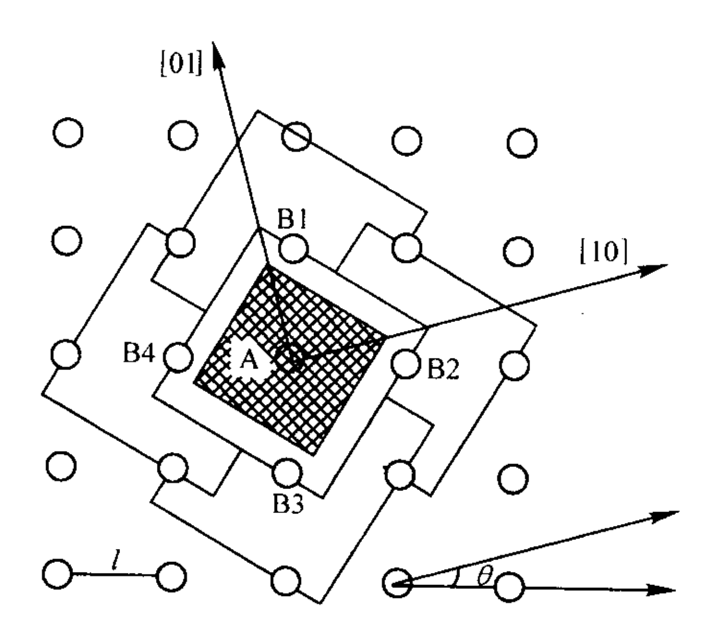


图6.5-30 Cellular Automata模型示意图

相等，l为CA网格单元间距。CA模型规定此时单元B1～B4凝固，其索引值被赋予一个与原始节点A相同的整数。这样晶核就开始长大，并通过不断捕获周围的液态单元而成为最终的晶粒。B的四个单元节点继续长大，将在下一时刻捕获C的8个节点，依次类推。晶粒按照枝晶的尖端长大速率而增大。但在晶粒长大过程中，晶粒偏离了原始晶向，所以在每一步模拟中还要对枝晶长大方向进行校正。

（3）传统CA方法的改进与新发展

等轴晶是在没有热流的熔体内部形成的，从自由能的角度看应该是球体。但是对于晶体而言，其界面总是由界面能较小的晶面组成。在非平衡凝固的条件下，晶体由平衡态时的多面体长成，如图6.5-31所示的星形，再由星形生出分枝而变成树枝状。

在Rappaz和Gandin的研究中将等轴晶粒的二维形状看作正方形，将三维形状看作正八面体。对于纯金属而言，这个假设是基本正确的。对于合金，由于存在溶质再分配，在液相中必然会形成一定的浓度梯度，从而造成晶粒的生长形貌发生改变，最终长成的自由等轴晶的形状，如图6.5-31所示。因此为了准确地模拟微观组织的形成，必须对等轴晶的形状做出正确的描述。鉴于等轴晶的复杂树枝形状，在不考虑三次及更高次分枝的情况下可将其简化成如图6.5-32所示的形状。

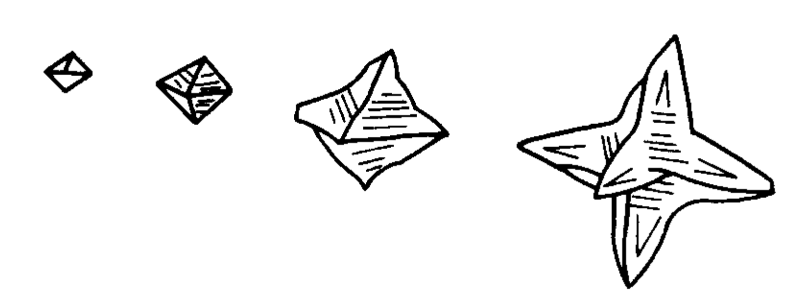


图6.5-31 由八面体晶体发展为树枝状晶干的过程

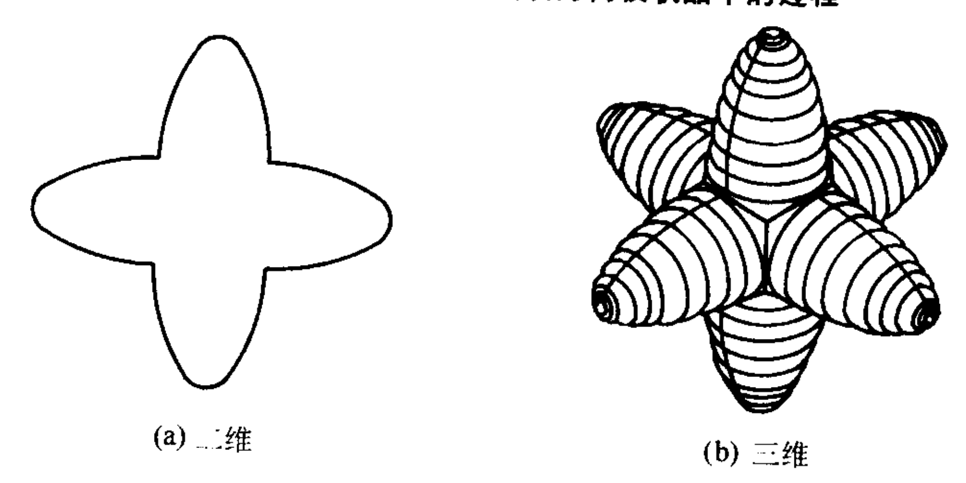


图6.5-32 简化的枝晶形状

为了描述枝晶的形状，存在两种解决思路。一是通过实验的方法，确定枝晶的外轮廓线，然后通过对大量的实验结果进行回归分析，进而得到枝晶轮廓的数学表达。但是，对

于不同的合金种类、不同的工艺条件与实际的凝固情况，所得到的枝晶形状描述肯定不一样，而且这需要做大量的实验进行回归分析，因此不足以用来做一般的规律性描述。引入形状函数 $L(\theta)$，通过数学构造的方法对枝晶的轮廓形状进行描述：

$$L(\theta) = L_0[A + (1 - A)\cos 4\theta] \qquad (6.5\text{-}172)$$

式中，A 为形状因子，其他符号如图 6.5-33 中所示

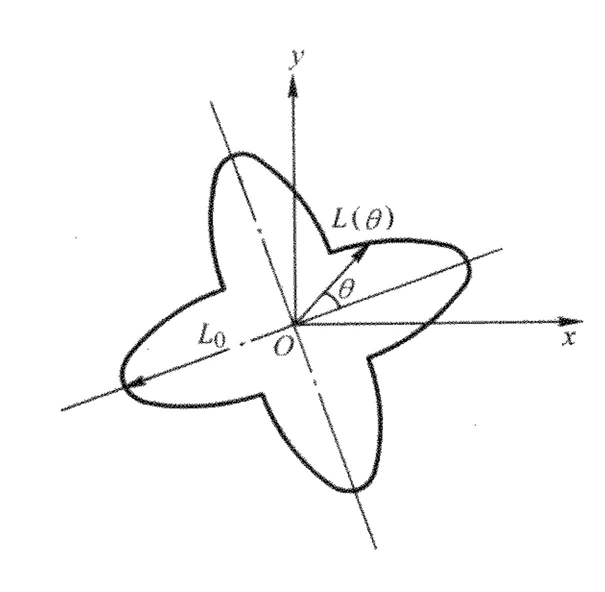


图 6.5-33　形状函数 $L(\theta)$

通过对生长过程的数值模拟计算可以得到 L_0。因此晶粒的形状将由形状因子 A 来决定，而 A 取决于生长条件、扩散系数和表面自由能，其最小值为 0.5。

三维晶粒生长轮廓可以用下述数学方程组描述：

$$\begin{cases} X^2 = L_{1a}^2 - \Phi_{1a}^2(Y^2 + Z^2)(X \geqslant 0) \\ X^2 = L_{1b}^2 - \Phi_{1b}^2(Y^2 + Z^2)(X < 0) \\ Y^2 = L_{2a}^2 - \Phi_{2a}^2(X^2 + Z^2)(Y \geqslant 0) \\ Y^2 = L_{2b}^2 - \Phi_{2b}^2(X^2 + Z^2)(Y < 0) \\ Z^2 = L_{3a}^2 - \Phi_{3a}^2(Y^2 + X^2)(Z \geqslant 0) \\ Z^2 = L_{3b}^2 - \Phi_{3b}^2(Y^2 + X^2)(Z < 0) \end{cases} \qquad (6.5\text{-}173)$$

式中，L_{1a}、L_{1b}、L_{2a}、L_{2b}、L_{3a}、L_{3b} 为六个方向的枝晶生长半径，Φ_{1a}、Φ_{1b}、Φ_{2a}、Φ_{2b}、Φ_{3a}、Φ_{3b} 为形状因子系数，与平均固相率有关。

对生长模型同样进行了修正，以克服原 CA 模型中生长方向发生变化的问题，如图 6.5-34 所示。在某时刻，由 A 节点形核长大的晶粒接触到四个相邻单元 B1、B2、B3、B4，那么规定此时单元 B1 ~ B4 开始凝固，即发生捕获。这样晶核就开始长大，并通过不断捕获周围的液态单元而成为最终的晶粒。晶粒按照枝晶的尖端长大速率而增大。在 t 时刻，晶粒的半径，即图中阴影部分的最大半对角线长 $L_0(t)$ 由式（6.5-172）计算。

采用修正的方法，作者等人对过冷熔体中等轴晶的生长过程进行了模拟，二维模拟结果示于图 6.5-35。另外为了对比，图中还给出了采用原 CA 方法的模拟结果。

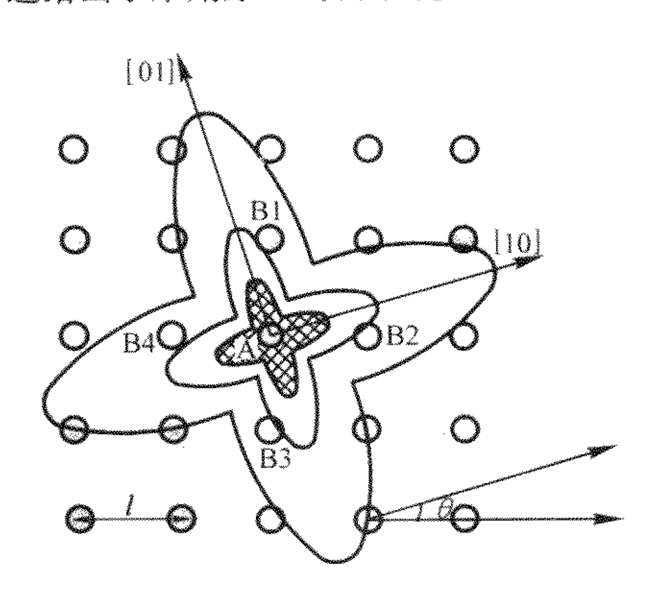


图 6.5-34　等轴晶生长模型示意图

在选定条件下对单个晶粒的三维自由生长进行了模拟，网格区域为 120 μm × 120 μm × 120 μm，网格尺寸为 1 μm，过冷度为 $\Delta T = 10$ K。X、Y、Z 三方向晶向角度为零。为了验证模型，与其它方法的模拟结果进行了比较，如图 6.5-36 所示。

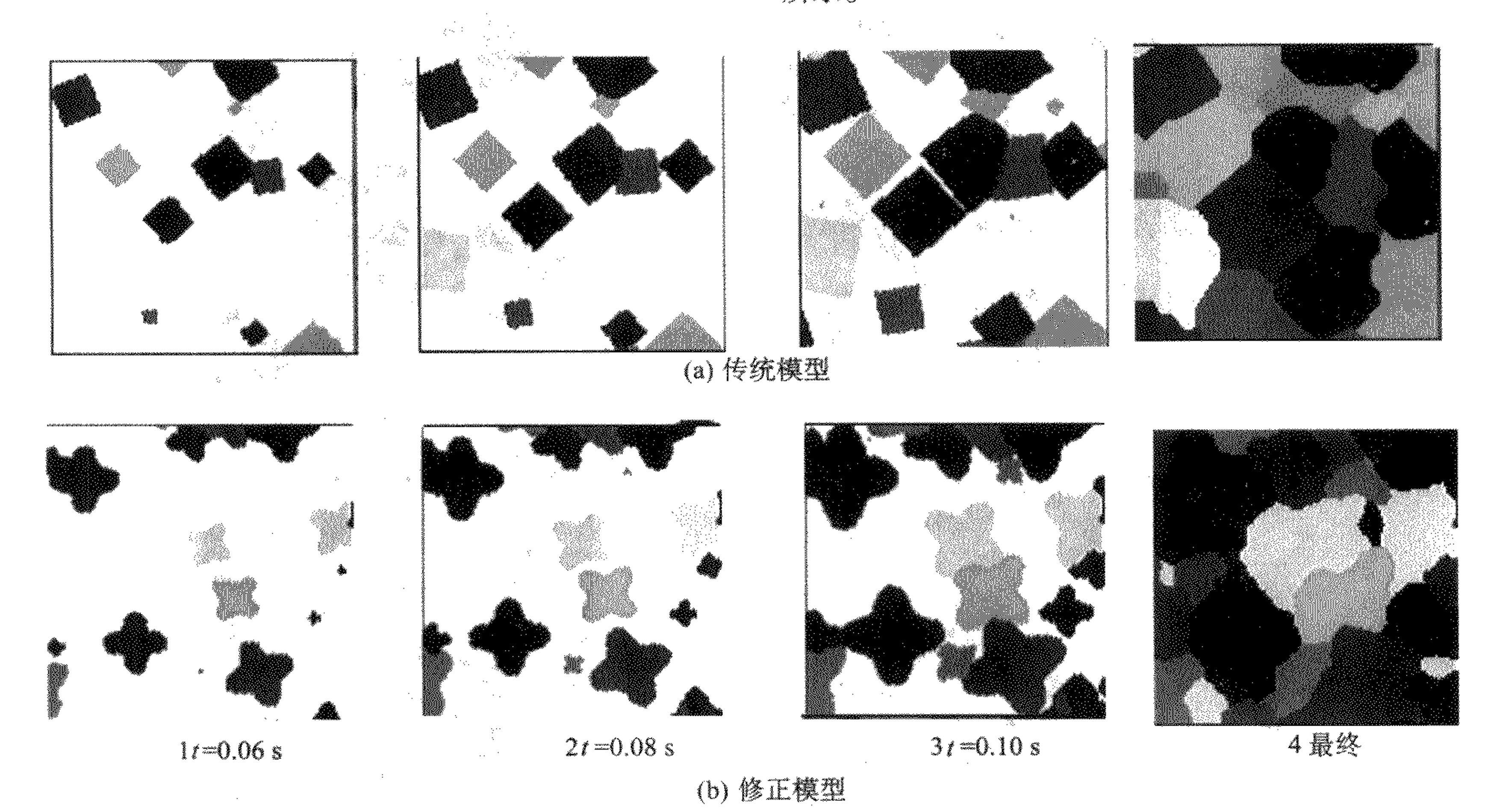
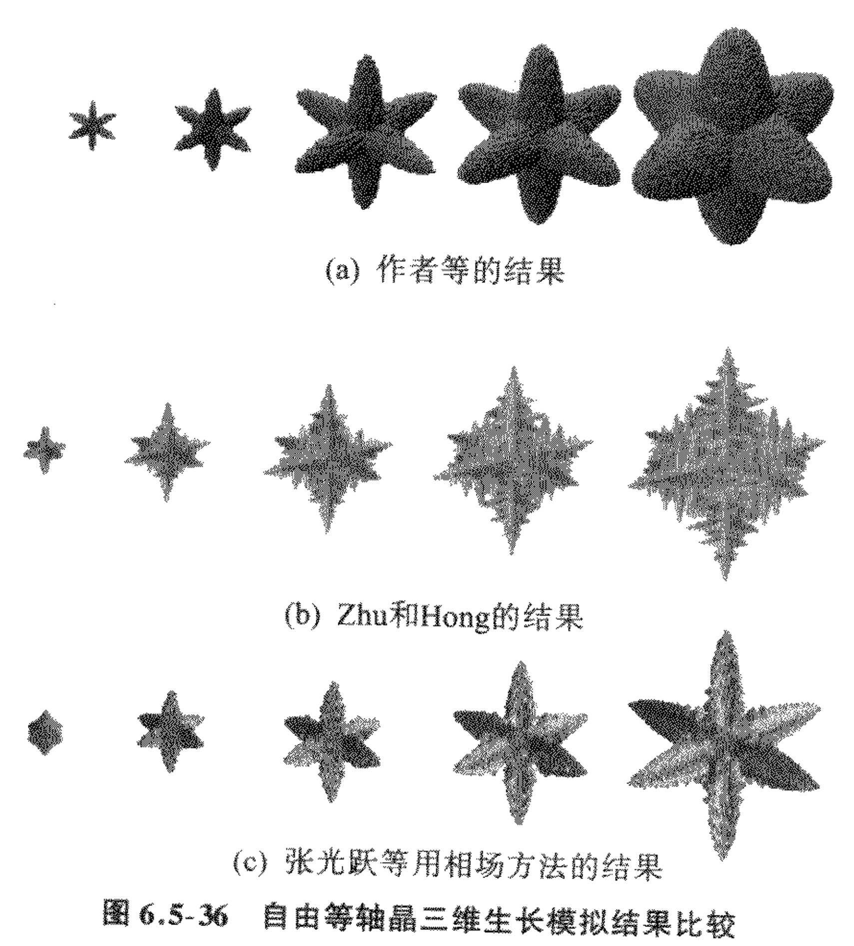


图 6.5-35　等轴晶粒在液相中的形成过程（不同凝固时刻 t）

（Al－7.0%Si（质量分数）合金，冷却速度 10 K/s；浇注温度：750℃）

实际晶粒生长位置和晶粒取向均是随机的，作者等采用上述的方法对特定情况下多个晶粒的三维轮廓进行了模拟研究（见图 6.5-37）。本模型可以模拟多个晶粒的生长过程，而且做到了形核位置随机和晶粒取向随机。采用前述的并行算法可以模拟较大规模，可模拟实际铸件的凝固过程。

采用前述的修正方法，作者等对铝合金试样的微观组织进行了模拟计算。图 6.5-38 为砂型和金属型浇注试件的金相照片与 CA 方法模拟结果对比。在这些金相图上可以清晰

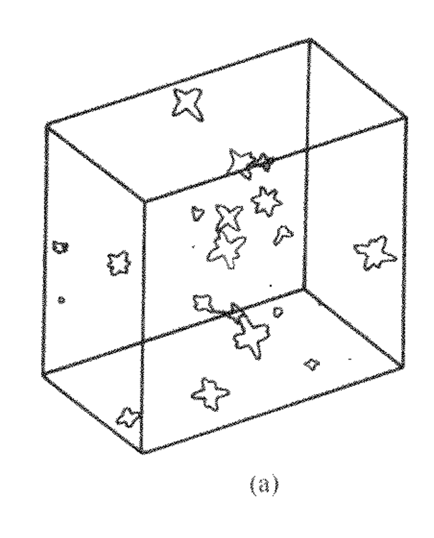


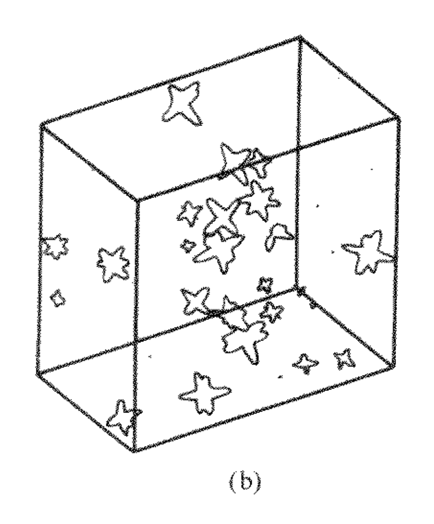
(a) 作者等的结果

(b) Zhu和Hong的结果

(c) 张光跃等用相场方法的结果

图 6.5-36　自由等轴晶三维生长模拟结果比较

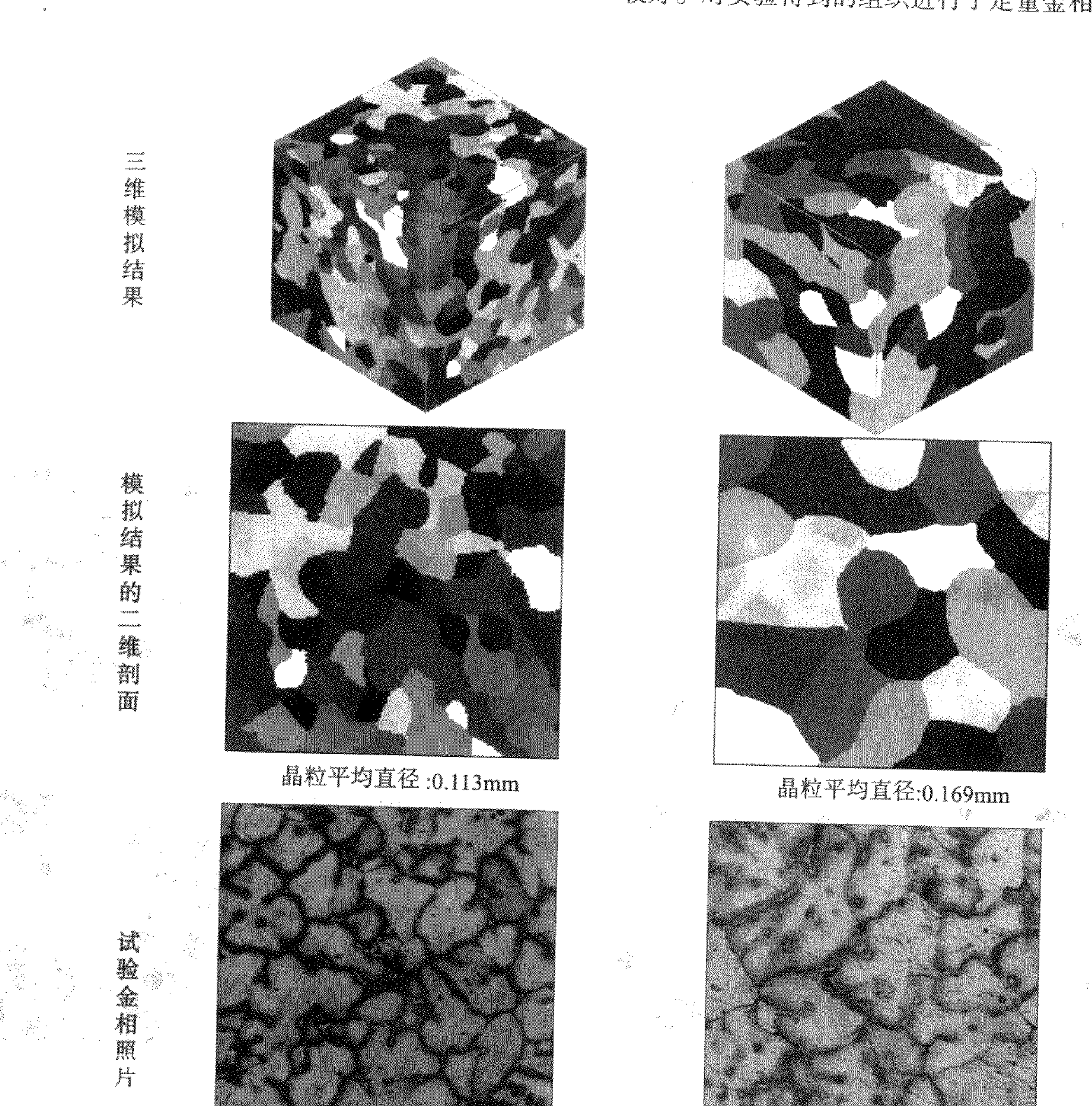




(a)　(b)

图 6.5-37　3D-MCA 模型模拟结果

地看出晶粒的轮廓。由图中可以看出，在其他条件基本相同的情况下，对砂型铸造与金属型铸造，所得到的晶粒尺度也不同。这主要是因为冷却速率的不同，导致两种工艺条件下的晶粒度不同：砂型铸造由于冷却速度较慢，形核率较低，晶核具有充足的时间生长，造成晶粒粗大，而对金属型铸造，则冷却速度较快，已形核的晶粒没有足够的时间长大，晶粒组织细小。从图中可以看出，计算结果与试验结果吻合较好。对实验得到的组织进行了定量金相分析，得到了晶粒



晶粒平均直径 :0.130mm
(a) 金属型

晶粒平均直径 :0.190mm
(b) 砂型

图 6.5-38　模拟与试验结果对比

Al-4.5% Cu（质量分数）合金，棒状试样（直径 10 mm，长度 100 mm），金属型和砂型铸造。浇注温度 750℃。宏观网格为 10 mm × 10 mm × 10 mm。每个要求解的粗网格又细分为 500 μm × 500 μm 个微观单元。

度，并与模拟计算的结果进行了对比，二者也是吻合的。另外，对阶梯形试样进行的模拟计算与实验观察、定量分析结果也是一致的。

另外，传统的 CA 方法没有考虑具体的枝晶形貌。在上述的修正中，也只是近似地采用简化的枝晶形状，忽略了枝晶的三次及更高次分枝。因此，这些模型的图形输出结果仅限于描述晶粒的边界轮廓。然而，枝晶往往具有复杂的几何形状，如初生主干上会出现二次枝晶臂或高次分枝。因此上述方法就不能描述枝晶凝固的一些重要特征，如晶粒内部的固相分数、枝晶臂的相关性。然而枝晶的最终形貌对材料的力学性能有很重要的影响，因此 CA 模型在凝固模拟中是一个很大的进展。

最近，Nastac 提出了一种更复杂的随机模型来模拟枝晶的形貌演变。这个模型包括与时间有关的温度分布计算、液相及固相中的溶质再分布、曲率和生长的各向异性。生长同样由 CA 模型计算。在固定的笛卡尔体系中，基于欧拉－拉格朗日的数值算法被用来追踪固液界面。对等轴晶和柱状晶的二维生长进行了计算，并考虑了柱状晶向等轴晶的转变。

在计算界面温度和界面浓度时考虑了曲率的影响：

$$T^* = T_L + (C_L^* - C_0)m_L - \Gamma K f(\varphi,\theta) \quad (6.5\text{-}174)$$

$$C_L^* = C_0 + \frac{T^* - T_L^{EQ} + \Gamma K f(\varphi,\theta)}{m_L} \quad (6.5\text{-}175)$$

式中，K 是固液界面的平均曲率；$f(\varphi,\theta)$ 是用于考虑生长各向异性的系数；θ 是生长角度（也就是法线方向与 x 轴的夹角）；φ 是择优生长方向。

对固相率为 f_s 的单元来说，平均的界面曲率半径可由下式计算：

$$K = \frac{1}{a}\left\{1 - 2\frac{f_s + \sum_{i=1}^{N} f_s(i)}{N+1}\right\} \quad (6.5\text{-}176)$$

式中，a 是微观单元的尺寸；N 是相邻的单元数；当包括第一层和第二层相邻单元时，取 $N=24$。

表面张力各向异性可由下式计算：

$$f(\varphi,\theta) = 1 + \delta\cos[4(\varphi - \theta)] \quad (6.5\text{-}177)$$

其中：

$$\varphi = a\cos\left[\frac{v_x}{(v_x^2 + v_y^2)^{1/2}}\right] \quad (6.5\text{-}178)$$

式中，v_x 和 v_y 分别为 x 和 y 方向的生长速度；δ 表示各向异性的程度。对四重对称来说，$\delta = 0.04$。对很多种合金进行了模拟，部分模拟结果如图 6.5-39 所示。

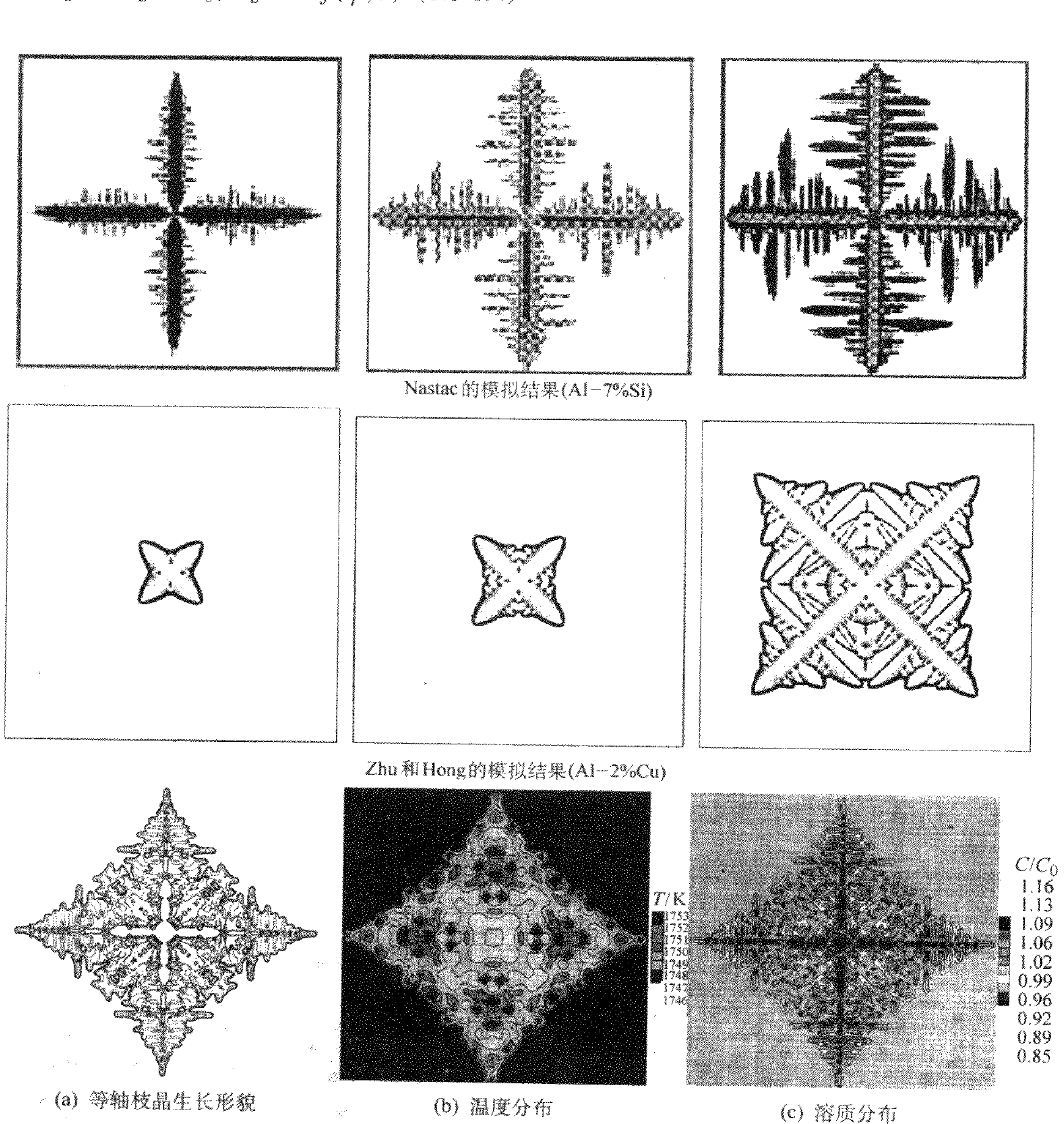


图 6.5-39　等轴枝晶生长的模拟

7　球墨铸铁的微观组织模拟

由于球墨铸铁件在实际使用中的重要性和凝固过程的复杂性，其微观组织的模拟得到了国内外研究者的高度关注，如美国 Alabama 大学的 Stefanescu 等、瑞典 Jönköping 大学的 Wessen 等、法国的 Lacaze 等、清华大学柳百成等都在致力于这方面的研究。球墨铸铁的微观组织模拟开展较早，已从理论研究开始走向三维实际应用。

球墨铸铁从浇注冷却至室温过程中，将要发生一次结晶和二次结晶。其中一次结晶包括初生相和共晶相析出的相变；而二次结晶包括随着冷却温度的降低，碳在奥氏体中固溶度下降而自奥氏体中析出，以及其后的固态相变过程。在合金元素较少情况下，室温的铸态组织通常由石墨球、珠光体、铁素体组成，在冷却较快或含有某些合金元素情况下，可能会出现碳化物和马氏体，甚至残余奥氏体。

在一次结晶过程中，根据成分不同，亚共晶和过共晶球墨铸铁将分别首先析出初生奥氏体和初生石墨，然后进行共晶转变，而共晶成分的球墨铸铁将直接发生共晶转变反应，因此，形成灰口组织的球墨铸铁一次结晶所包括的相变过程有：

$$L \longrightarrow L+\gamma \tag{6.5-179}$$

$$L \longrightarrow L+G \tag{6.5-180}$$

$$L \longrightarrow \gamma+G \tag{6.5-181}$$

式中，L、γ 和 G 分别代表液相、奥氏体和石墨相。

在通常铸造条件下，球墨铸铁在二次结晶过程中将有可能发生形成铁素体和珠光体的共析转变：

$$\gamma \longrightarrow \alpha+G \tag{6.5-182}$$

$$\gamma \longrightarrow \alpha+Fe_3C(P) \tag{6.5-183}$$

式中，α、Fe_3C 和 P 分别表示铁素体、渗碳体和珠光体相。

为了模拟球墨铸铁凝固过程中微观组织的形成，需要上述各相变过程模拟相应的的数学模型，包括相变过程所形成组织得形核和生长的模型。这些模型是建立在宏观传热的基础上：

$$\rho c\frac{\partial T}{\partial t}=\frac{\partial}{\partial x_j}\left(\lambda\frac{\partial T}{\partial x_j}\right)+Q \tag{6.5-184}$$

式中，Q 为结晶潜热。

7.1　液固相变时的微观组织模拟

（1）形核模型

根据对石墨核心的化学成分分析，可知在石墨核心包含硫化物和氧化物，同时孕育剂提供了有利于形核的非均质晶核（异质晶核），所以，实际球墨铸铁的形核为非均质形核过程。在实际模拟中，通常按连续形核和瞬时形核模型计算形核率。但在实验中发现，随着过冷度的增加，新晶核不断从液相中形成，因此，使用连续形核来计算晶核的形成更符合实际情况也更为准确。

Oldfield 提出了形核的基本理论，认为晶核数与过冷度满足如下的关系：

$$N=A(\Delta T)^n \tag{6.5-185}$$

式中，A 和 n 是与孕育情况有关的形核常数。

对式（6.5-185）求导，可以得出形核速度表达式：

$$\dot{N}=\frac{dN}{dt}=nA(\Delta T)^{n-1}\frac{d\Delta T}{dt} \tag{6.5-186}$$

球墨铸铁顺序凝固液淬实验研究发现：随着凝固的进行，液相分数的减少导致形核的有效基底的减少。因此，在 t 至 $t+dt$ 时刻形成的新晶核数为

$$N^{t\to t+dt}=\int_t^{t+dt}\left[nA(\Delta T)^{n-1}\frac{d\Delta T}{dt}\right]dt \tag{6.5-187}$$

在进行连续形核计算时，Lesout 等认为只要存在过冷度增加，就存在形核，也有研究者认为连续形核发生在共晶转变相变平衡温度和最大过冷之间。我们认为在凝固过程中的温度再辉阶段，将不形成新的晶核，因此将式（6.5-186）描述为

$$\begin{cases}N^{t\to t+dt}=\int_t^{t+dt}\left[nA(\Delta T)^{n-1}f_1\frac{d\Delta T}{dt}\right]dt & \left(\frac{d\Delta T}{dt}>0\right)\\ N^{t\to t+dt}=0 & \left(\frac{d\Delta T}{dt}\leqslant 0\right)\end{cases} \tag{6.5-188}$$

对一次结晶中所发生的相变，根据相当于相变平衡温度的过冷度，计算初生奥氏体、初生石墨球和奥氏体石墨共晶的晶核数。各相变的平衡温度由下式求得：

$$T_{L\to L+\gamma}(℃)=1\,569-97.3CE \tag{6.5-189}$$

$$T_{L\to L+G}(℃)=-508+389.1CE \tag{6.5-190}$$

$$T_{L\to\gamma+G}(℃)=1\,154+4<Si\%>-2<Mn\%>-30<P\%> \tag{6.5-191}$$

式中，CE 是碳当量（对球墨铸铁，CE = < C% > + 0.25 < Si% >）；< C% >、< Si% >、< Mn% > 和 < P% > 分别为碳、硅、锰和硫含量（质量分数，%）。

在实际生产中，球墨铸铁需要进行孕育处理，其目的是为了消除球化处理所引起的白口倾向，形成富硅微区，提供异质形核和提高形核能力，细化组织和提高性能。研究发现，孕育处理的好坏不仅影响晶核数目，还对形核的过程产生影响：

1）孕育良好时　大部分的晶核在凝固初期较短的时间内形核，由于形成晶核多，晶核生长使得固相分数增长较快，由于潜热的放出和形核基底的快速减少，新形核难以形成，最终的组织为石墨球大小和分布比较均匀（见图 6.5-40）。

2）孕育不好时　在凝固初期较长的时间内出现形核，相对于孕育良好，其晶核数减少，其后的固相分数增长较慢，因此潜热放出较慢，新晶核在仍然可以在残留的形核基底上形成，最终的组织为石墨球大小差别较大，球径变大，分布不均匀（见图 6.5-41）。

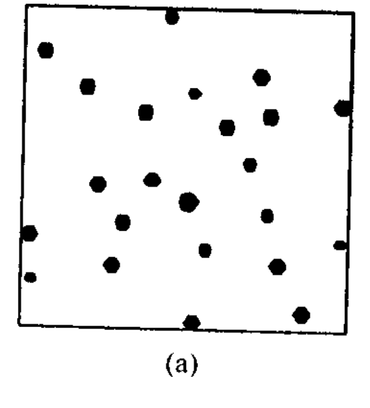
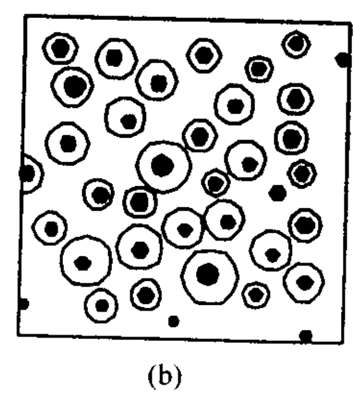
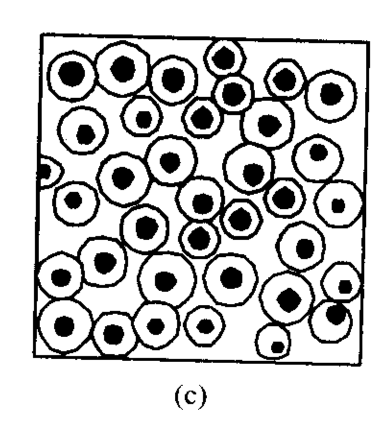
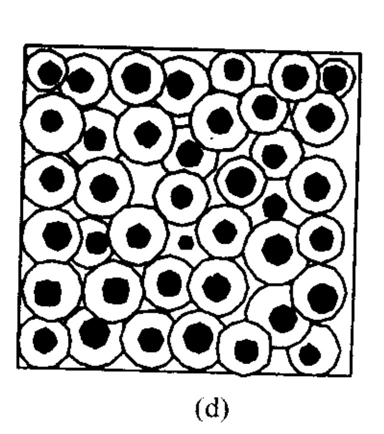

(a)

(b)

(c)

(d)

图 6.5-40　球墨铸铁孕育条件良好时形核和生长情况

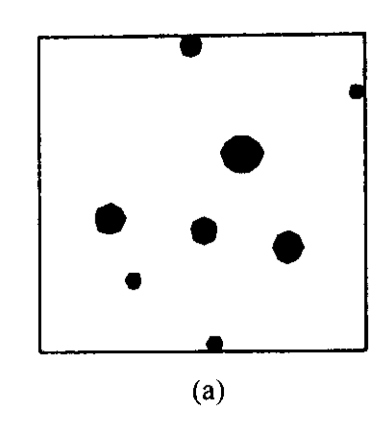
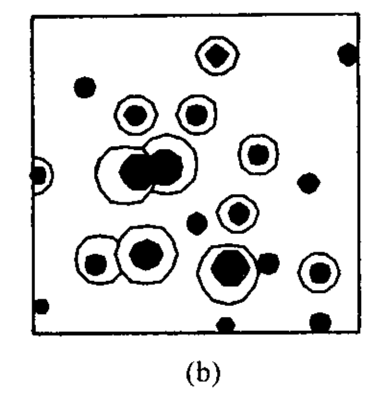
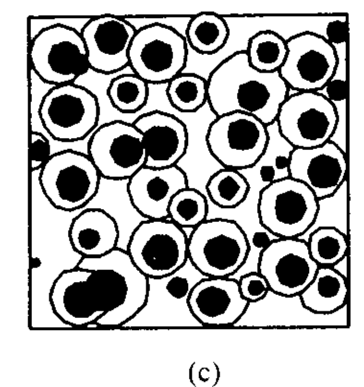
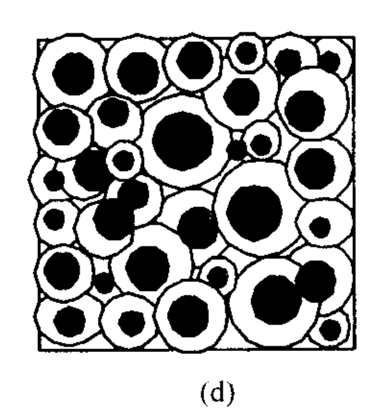

(a)

(b)

(c)

(d)

图 6.5-41　球铁孕育条件不好时凝固情况

因此，对不同的孕育情况，模拟中进行形核处理时，需要采用不同的形核常数。同时，对形核过程进行差别处理，孕育条件良好时，形核发生在共晶相变温度和最大过冷之间；孕育条件不好，形核发生在整个凝固过程。

(2) 生长模型

在实际生产中，绝大多数球墨铸铁件为共晶和稍过共晶成分的球墨铸铁。过共晶球墨铸铁将析出初生石墨球相，其生长主要受碳原子在液相中扩散，以及碳原子在石墨液相界面上的扩散影响。如图 6.5-42 所示，随着初生石墨球形核和生长，液相由初始含碳量 C0 逐渐降低趋向于共晶点含碳量。由于凝固过程中的扩散和对流的影响，石墨液相界面前沿存在很薄的扩散层 δ，而扩散层外由于液相的对流作用均匀混合，其含碳量成分为 $\overline{C_1}$。通过求解扩散方程并进行一系列推导，可得初生石墨球的生长速度：

$$\dot{R}_{PG,t}=\frac{dR_{PG,t}}{dt}=\frac{\rho_1(\overline{C_1}-C_1^*)}{\rho_G(C_G-C_1^*)}\times\frac{\dot{R}_{PG,t-dt}}{1-\exp\left(-\frac{\dot{R}_{PG,t-dt}}{D_C^1}\delta\right)} \quad (6.5\text{-}192)$$

式中，$\dot{R}_{PG,t}$ 和 $\dot{R}_{PG,t-dt}$ 分别为 t 和 $t-dt$ 时刻的石墨球生长速度。

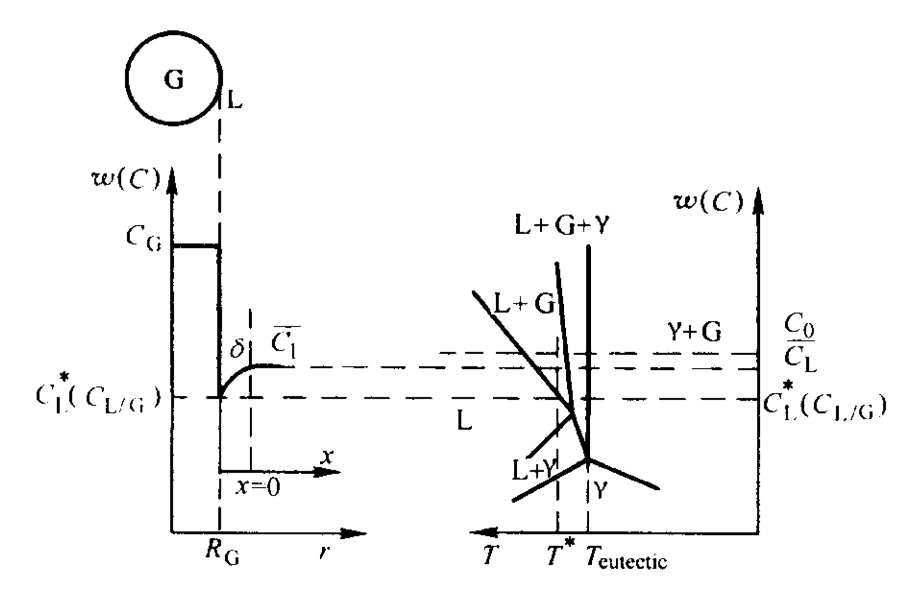


图 6.5-42　初生石墨球生长动力学示意图

对于亚共晶成分的球墨铸铁，其结晶过程中将首先析出初生奥氏体。研究表明，初生奥氏体枝晶按等轴晶的方式生长，受溶质扩散和热扩散影响。初生奥氏体枝晶的生长可由下式计算：

$$\frac{dR_\gamma}{dt}=\frac{D_c^1 m}{\pi^2\Gamma(k-1)C_0}(\overline{C_1}-C_0)^2 \quad (6.5\text{-}193)$$

式中，$\overline{C_1}$ 和 C_0 是液相中平均碳含量；m 为液相线斜率；k 为溶质平衡分配系数；Γ 为 Gibbs－Thomson 常数，对于球墨铸铁 $\Gamma=2\times10^{-7}$ m·K。

随着进一步的冷却，球墨铸铁发生共晶转变，将进行奥氏体石墨共晶的形核和生长。对纯 Fe－C 系而言，该转变发生在恒定的共晶相变温度，但对含硅元素的液相，共晶转变是在一个温度范围内形成的。作者认为奥氏体石墨共晶的形核和生长过程可以分为下列两个阶段：

阶段一：温度冷却至 $L+\gamma+G$ 三相区但高于图 6.5-43 中的 T'。此时，在奥氏体内不存在界面碳质量分数差，即

$$\Delta C^\gamma=C_{\gamma/L}-C_{\gamma/G}\leqslant0 \quad (6.5\text{-}194)$$

式中，$C_{\gamma/L}$ 和 $C_{\gamma/G}$ 分别为奥氏体在奥氏体液相、奥氏体石墨界面处的碳质量分数。如果此时奥氏体形成外壳包围石墨球，那么石墨球由于得不到扩散来的碳原子而不能生长，因此，在该阶段虽然奥氏体、石墨均存在形核和生长，但石墨是直接在液相中长大，石墨的形核和生长使得周围液相贫碳，奥氏体将优先在石墨液相界面形核和生长，实验研究证明了上述理论分析。

阶段二：过冷度加大，此时奥氏体形成外壳包围石墨球，碳原子通过奥氏体外壳中扩散至石墨球，此阶段奥氏体生长速度比石墨球生长速度大得很多，直至凝固结束，形成奥氏体石墨球离异共晶。

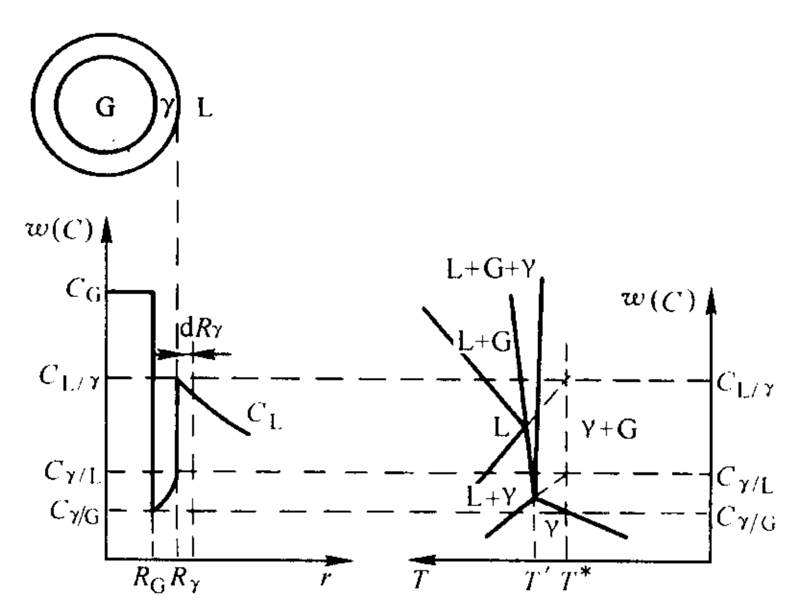


图 6.5-43　奥氏体石墨共晶生长动力学示意图

对于石墨球在液相中自由生长（没有奥氏体外壳），可以使用式（6.5-192）来计算。当石墨球被奥氏体外壳包围后，石墨生长所需要的碳原子由碳原子通过奥氏体外壳中的扩散所提供，共晶石墨球生长速度为

$$\dot{R}_G=\frac{dR_G}{dt}=D_C^\gamma\frac{\rho_\gamma(C_{\gamma/l}-C_{\gamma/G})}{\rho_G(C_G-C_{\gamma/G})}\times\frac{R_\gamma}{R_G(R_\gamma-R_G)} \quad (6.5\text{-}195)$$

对于奥氏体在阶段一的形核和生长的模拟是难以实现的，不仅是该阶段的范围难以确定，而且奥氏体形核及其生长方式也难以描述。模拟中认为，在过冷到图 6.5-44 在 T' 温度以下时，认为奥氏体刚刚包围石墨球，将奥氏体初生外壳半径设置为 10^{-6} m。奥氏体形成外壳后，其生长速度为

$$\dot{R}_\gamma=\frac{dR_\gamma}{dt}=D_C^\gamma\frac{(C_{\gamma/L}-C_{\gamma/G})}{C_{l/\gamma}-C_{\gamma/l}}\times\frac{R_G}{R_\gamma(R_\gamma-R_G)} \quad (6.5\text{-}196)$$

7.2　固态相变时的微观组织模拟

球墨铸铁二次结晶过程包括：随着温度降低，碳在奥氏体中固溶极限降低而析出；以及共析转变过程析出铁素体和珠光体的过程。

(1) 碳自奥氏体中的脱溶

实际生产中，经过孕育处理后的球墨铸铁件硅的质量分数通常在2.0%～2.8%之间，图 6.5-44 为硅的质量分数 2.4%的 Fe－C－Si 三元相图的垂直截面图，随着温度降低，碳在奥氏体中的固溶极限由体积分数 1.1%降低到 0.5%（图 6.5-44 中的 E 点至 S 点）。假设脱溶的碳原子沉积在石墨球上，根据杠杆定律，可以计算到平衡状态下，由奥氏体中脱溶的碳原子而形成的石墨体积分数约为 1.8%。

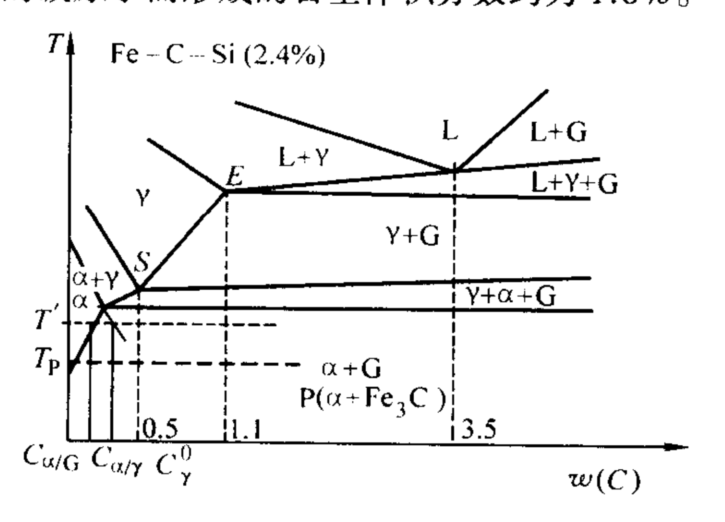


图 6.5-44　硅的质量分数为 2.4%的 Fe－C－Si 相图的垂直截面图

目前的绝大多数研究都未考虑该过程引起的组织变化。根据研究，球墨铸铁室温下通常石墨相所占的体积分数为 10%左右，因此，由奥氏体中脱溶形成的石墨约占石墨总体积的 15%～20%（当然球墨铸铁含硅量的变化会影响相图奥氏体区大小，从而改变该过程形成的石墨量），所以需要建立碳自奥氏体中脱溶所引起组织变化的模型。

在共晶转变结束后某温度 T'，奥氏体石墨及其界面的碳质量分数的分布如图 6.5-45 所示。碳原子在奥氏体中的分布为

$$C_\gamma = \frac{1}{r} \times \frac{R_G R_\gamma (C_\gamma^L - C_{\gamma/L})}{R_\gamma - R_G} + \frac{R_\gamma C_\gamma^L - R_G C_{\gamma/G}}{R_\gamma - R_G} \tag{6.5-197}$$

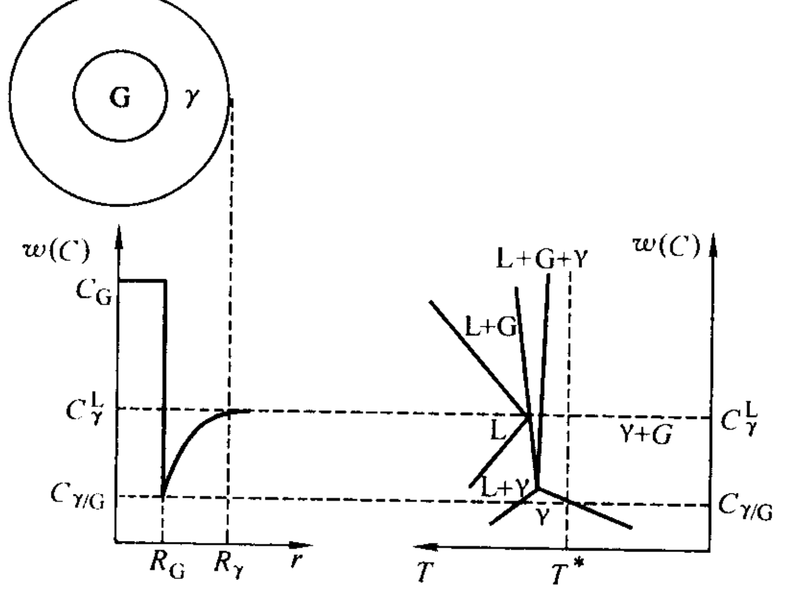


图 6.5-45　碳自奥氏体中脱溶引起石墨球生长的动力学示意图

在准稳定态扩散条件下，石墨球生长由奥氏体中碳原子的扩散所决定。碳原子自奥氏体脱溶所引起石墨球生长的速度为

$$\dot{R}_G = \frac{dR_G}{dt} = D_C^\gamma \frac{\rho_\gamma (C_\gamma^l - C_{\gamma/G})}{\rho_G (C_G - C_{\gamma/G})} \times \frac{R_\gamma}{R_G (R_\gamma - R_G)} \tag{6.5-198}$$

(2) 共析转变

在通常的铸造条件下，随着冷却进行，球墨铸铁将发生共析转变，按照稳定系和介稳定系将进行如下的相变，发生铁素体和珠光体的形核和生长：

$$\gamma \to \alpha + G \tag{6.5-199}$$

$$\gamma \to P(\alpha + Fe_3C) \tag{6.5-200}$$

球墨铸铁固态相变的过程是相当复杂的，作者认为该过程可以分为如下三个阶段：

阶段一：温度冷却至 $\gamma + \alpha + G$ 三相区但高于图 6.5-44 中的 T'。此时，铁素体出现形核和生长，在奥氏体石墨界面，由于石墨的生长造成贫碳，铁素体优先在奥氏体石墨界面形成。此时，在铁素体内不存在界面碳质量分数差（见图 6.5-44），即

$$\Delta C^\alpha = C_{\alpha/\gamma} - C_{\alpha/G} \leqslant 0 \tag{6.5-201}$$

式中，$C_{\gamma/L}$ 和 $C_{\gamma/G}$ 分别为铁素体在奥氏体铁素体、铁素体石墨界面处的碳质量分数，所以，该阶段铁素体虽然能够形核和生长，但不能形成外壳包围石墨球（见图 6.5-46a）。

阶段二：当温度低于 T' 大于奥氏体向珠光体转变温度 T_P，此时过冷度加大，铁素体形成外壳包围石墨球，铁素体的生长由碳原子通过铁素体向石墨球扩散，以及在奥氏体中的扩散所决定（见图 6.5-46b）。

阶段三：当温度低于奥氏体向珠光体转变温度时，珠光体开始形核和生长。研究表明，铁素体的生长使得奥氏体铁素体界面富碳，有利于珠光体的形核；也有研究表明，奥氏体晶界处存在元素偏析，晶体缺陷多，有利于珠光体的形核。因此，可以认为，珠光体在奥氏体铁素体界面、奥氏体晶界处优先形核（见图 6.5-46c），形核后生长由过冷度所决定。此阶段，由于温度的降低碳在奥氏体中的扩散降低，而且从结晶动力学角度，从奥氏体形成珠光体更为容易，因此，铁素体的生长主要由碳在铁素体环中地扩散所决定。以此方式，铁素体和珠光体生长直至奥氏体分解完毕。

铁素体在低于奥氏体向铁素体转变的相变温度时开始形核，该相变的温度为

$$T_{L \to \alpha + G} = 739 + 18.4 \langle Si \rangle + 2 \langle Si \rangle^2 - 14 \langle Cu \rangle - 45 \langle Mn \rangle \tag{6.5-202}$$

形核后的一定时间内，铁素体并不能形成铁素体外壳包围石墨球，该阶段铁素体的形核和生长是难以确定的。模拟中，在一定过冷度后，认为铁素体包围石墨球，其初始厚度设置为 10^{-6} m，然后开始生长。

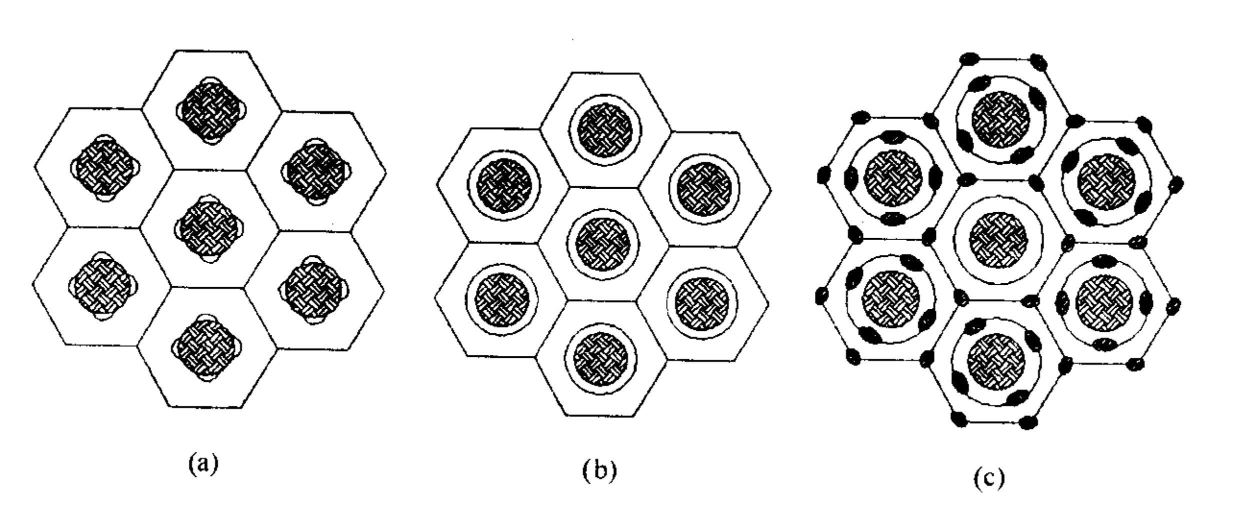


图 6.5-46　球铁共析阶段铁素体和珠光体形核与生长示意图

根据前面对共析转变的分析和讨论，铁素体在三相区形核和生长是难以确定的，模拟中近似认为在一定过冷度下，铁素体形成很薄的外壳，然后开始生长。共析转变阶段，碳在奥氏体、铁素体、石墨球及其界面的分布如图 6.5-47 所示。

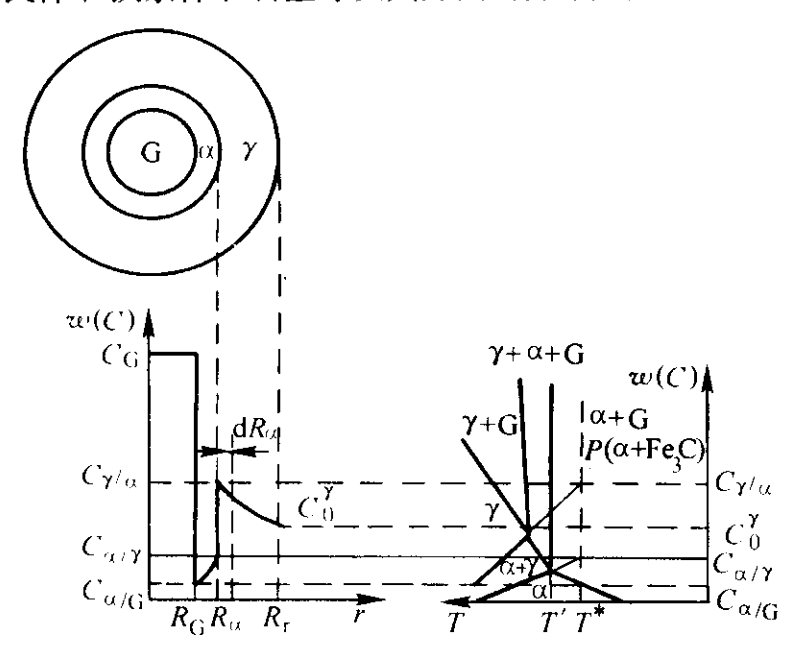


图 6.5-47　共析转变铁素体生长动力学示意图

共析转变的第二阶段（温度降至三相区以下，奥氏体向珠光体转变温度以上），铁素体的生长主要由碳原子在铁素体和奥氏体中的扩散所决定。铁素体在第二阶段的生长速度为

$$\dot{R}_\alpha = \frac{dR_\alpha}{dt} = D_C^\alpha \frac{R_G\ (C_{\alpha/\gamma} - C_{\alpha/G})}{R_\alpha\ (R_\alpha - R_G)\ (C_{\gamma/\alpha} - C_{\alpha/\gamma})} + D_C^\gamma \frac{(R_\gamma - R_\alpha)\ (C_{\gamma/\alpha} - C_\gamma^0)}{R_\alpha R_\gamma\ (C_{\gamma/\alpha} - C_{\alpha/\gamma})} \qquad (6.5\text{-}203)$$

根据前面分析，当温度低于奥氏体向珠光体转变温度时，铁素体的生长主要由碳在铁素体中的扩散所决定，忽略式（6.5-203）右边的第二项，得到铁素体在第三阶段的生长速度为

$$\dot{R}_\alpha = \frac{dR_\alpha}{dt} = D_C^\alpha \frac{R_G(C_{\alpha/\gamma} - C_{\alpha/G})}{R_\alpha(R_\alpha - R_G)(C_{\gamma/\alpha} - C_{\alpha/\gamma})} \qquad (6.5\text{-}204)$$

碳在铁素体中的扩散向石墨球，使得石墨球在共析阶段也得到一定的生长。共析阶段的石墨球生长速度为

$$\dot{R}_G = \frac{dR_G}{dt} = D_C^\alpha \frac{R_\alpha(C_{\alpha/\gamma} - C_{\alpha/G})}{R_G(R_\alpha - R_G)(C_G - C_{\alpha/G})} \qquad (6.5\text{-}205)$$

考虑合金元素对碳原子在共析阶段扩散系数的影响，对铁素体和石墨球的生长速度乘以合金元素影响因子 η：

$$\eta = \exp\left(-\sum_i X_i\right) \qquad (6.5\text{-}206)$$

式中，$\sum_i X_i$ 为球墨铸铁中 Mn、Sn、Cr、Sb 等元素质量分数的总和。当 $\sum_i X_i$ 为 0 时，该影响因子为 1；当 $\sum_i X_i$ 较大时，该影响因子接近 0，即奥氏体向铁素体转变被抑制。

在低于奥氏体向珠光体转变的相变温度时，珠光体开始形核，该相变的温度为

$$T_P = 727 + 21.6\langle Si\rangle + 0.023\langle Si\rangle^2 - 21\langle Cu\rangle - 25\langle Mn\rangle + 8\langle Mo\rangle + 13\langle Cr\rangle \qquad (6.5\text{-}207)$$

根据图 6.5-46c，模拟中珠光体数目与共晶团及其晶界数目成正比。

研究表明，珠光体的生长速度主要由过冷度所决定：

$$\dot{V}_P = \frac{dR_p}{dt} = \mu_P \Delta T_p \Delta G_{\gamma\to p} \exp(-Q/RT) \qquad (6.5\text{-}208)$$

式中，R_p 为珠光体晶核的当量半径；μ_p 为珠光体生长参数；ΔT_p 为相对于奥氏体向珠光体转变的过冷度；$\Delta G_{\gamma\to p}$ 为奥氏体向珠光体转变的自由能差；Q 为激活能；R 为气体常数。

7.3　球墨铸铁力学性能预测

球墨铸铁件的力学性能（硬度、伸长率、拉伸强度），主要由铸件基体中珠光体和铁素体数量、石墨球数量及其圆整度所决定。

早期对球墨铸铁件力学性能预测的研究，是建立在化学成分和铸件组织特征的基础之上，微观组织模拟的发展使得通过微观组织形成的模拟来预测力学性能成为可能。Stefanescu 等通过对实验试件和实际生产件的微观组织模拟，将模拟结果与实验结果相比较，得出球墨铸铁的力学性能模型：

1）硬度

$$HBS = 100f_{Gr} + HBS_\alpha f_\alpha + HBS_{Pe} f_{Pe} \qquad (6.5\text{-}209)$$

式中，f_{Gr} 是石墨球体积分数；HBS_{Pe} 是珠光体硬度；$HBS_{\alpha i}$ 是铁素体硬度。

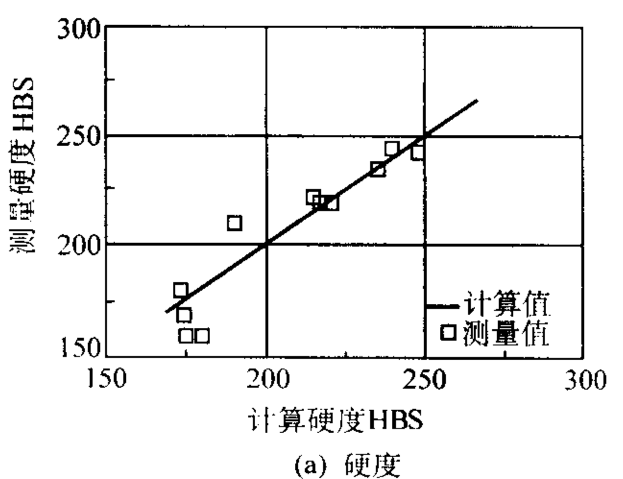
2）拉伸强度

$$\sigma = (1 - f_{Gr}^{n})(482.2f_\alpha + 991.5f_{Pe}) \qquad (6.5\text{-}210)$$

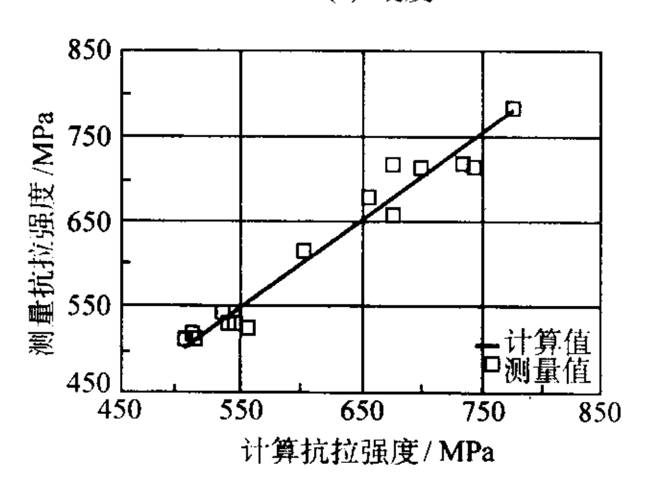
3）伸长率

$$\varepsilon = (1 - f_{Gr}^{n})(26.2f_\alpha + 5.61f_{Pe}) \qquad (6.5\text{-}211)$$

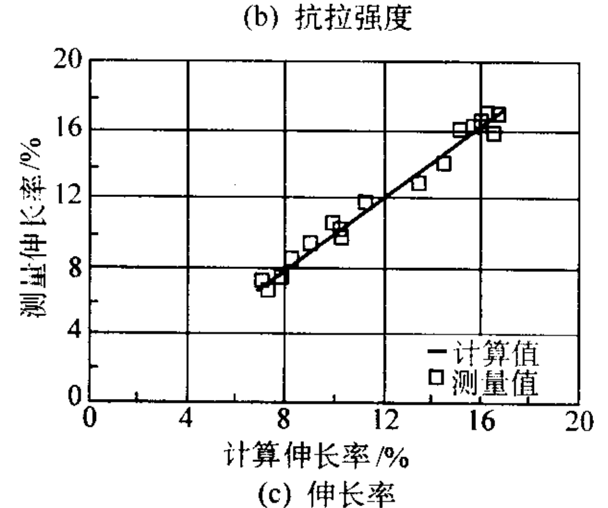
图 6.5-48 是对系列圆柱棒试件模拟结果与实验结果的比较。



(a) 硬度



(b) 抗拉强度



(c) 伸长率

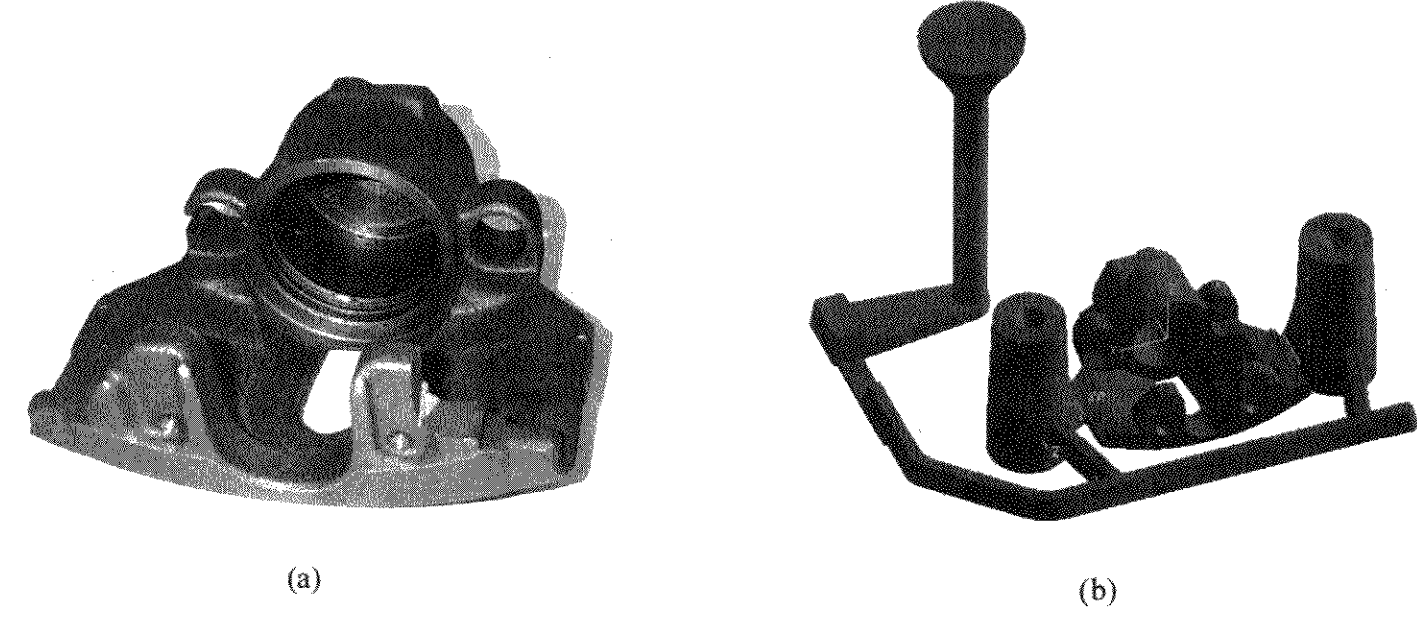
图 6.5-48　圆柱棒试件硬度、抗拉强度和伸长率的模拟结果与实验结果的比较

7.4　某球墨铸铁件的微观组织模拟与验证

赵海东、柳百成等对某实际球墨铸铁件进行了模拟，铸件材质为 QT450－10，采用湿型硅砂造型和呋喃树脂芯砂生产。图 6.5-49 为实际铸件图和使用 UniGraphics 软件完成的模拟对象的实体造型图。在实际生产中，一箱 10 件采用自动

恒温 1420℃浇注，采用自动进给孕育丝方法进行孕育处理。

模拟中进行了简化，对其中一个铸件进行了模拟。模拟使用的单元大小为 3.3 mm × 3.3 mm × 3.3 mm，模拟总单元数为 2 643 024，其中铸件单元数为 44 980。图 6.5-50 给出了



(a) (b)

图 6.5-49 某实际球墨铸铁件（a）及其实体造型（b）

(a) 石墨球数模拟结果

(b) 石墨球直径模拟结果

(c) 珠光体体积分数模拟结果

(d) 布氏硬度预测结果

(e) 抗拉强度预测结果

(f) 伸长率预测结果

图 6.5-50 铸件微观组织与力学性能模拟结果

铸件石墨球数和直径、珠光体体积分数、硬度、抗拉强度和伸长率的模拟结果。

在实际铸件上取样（编号BH1、BH2、BH3和BH4），使用Olympus－MPG3金相采集仪和专用图像分析系统，完成了试样的定量金相分析，进行了石墨球数量、石墨球直径和基体中珠光体数量的实验分析，并对硬度值进行了实验测定。表6.5-3列出了试样定量金相和硬度的分析结果。图6.5-51分别给出了所取四个试样石墨球数目和直径、基体中珠光体数量、硬度的实验结果与模拟结果的比较，结果表明两者基本吻合，以及所建立的微观组织形成的数学模型可以反映实际生产情况。

基体中珠光体体积分数也与共析阶段的过冷度有关。定量分析和实验的结果、硬度值均表明BH2的珠光体数量（实验值53%，模拟值44%）比BH1点（51%，42%）、BH3点（43%，38%）高，这是由于该点在共析阶段过冷大，共析转变时珠光体具有较高的生长速度。

但是，共析阶段试样BH2点的温度始终比BH4点的低，从动力学角度而言，该点珠光体形核与生长更容易，但模拟结果、定量分析结果均表明该点的珠光体体积分数（53%，44%）少于BH4点（54%、46%），硬度值也说明该点的珠光体体积分数较少，其原因是试样BH2点在共晶阶段形成的石墨球数目比BH2多60%，共析阶段铁素体容易依附石墨球进行形核与生长，这不利于珠光体的形核与生长，所以该点珠光体体积分数较少。因此共晶石墨球数目越多，共析时珠光体的形核与生长越困难，这与文献的结论是相同的。

因此，基体组织中珠光体体积分数不仅与共析阶段的过冷度有关，而且与共晶石墨球数目密切相关，共析转变是共晶阶段石墨球数目、共析阶段过冷和合金元素共同作用的结果。

表6.5-3 某球墨铸铁件试样定量金相和硬度的分析结果

试样	石墨球数目 $/10^3$ 个$\cdot mm^{-3}$	石墨球直径 $/10^{-3}$ mm	珠光体体积分数/%	布氏硬度 HBS
BH1	16.5	20.0	51.7	207.5
BH2	16.4	19.0	53.3	212.0
BH3	12.4	21.0	43.9	172.0
BH4	10.2	22.0	54.1	218.5

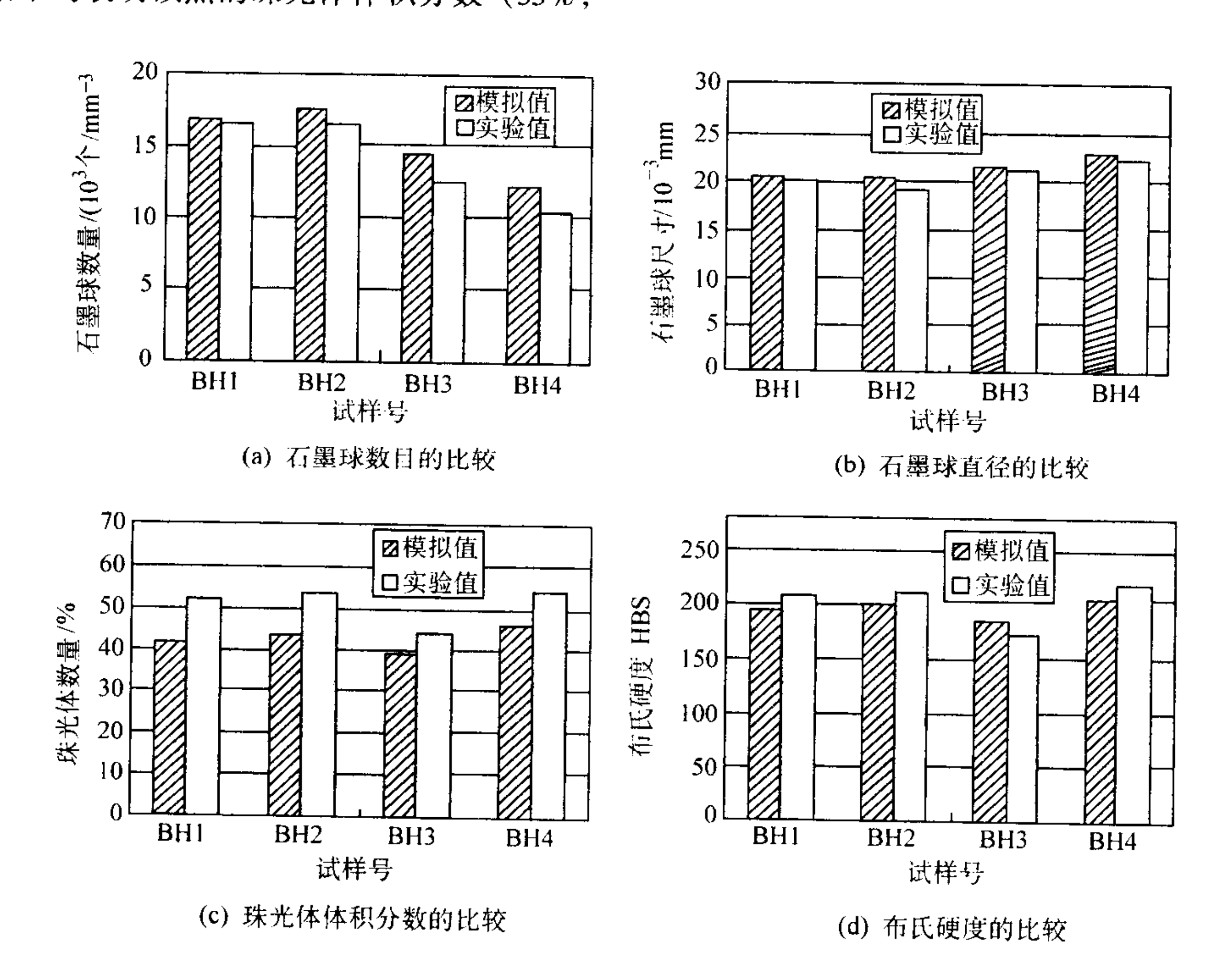


图6.5-51 某铸件试样微观组织模拟结果与实验的比较

编写：许庆彦（清华大学）

第 6 章　并行工程与网络化铸造

当今是信息产业飞速发展的时代，这其中 Internet 扮演着非常重要的角色，Internet 的迅速普及与使用极大地改变了人们的生活，使人们看到了未来信息时代的雏形，在 Internet 应用中 WWW 应用占据着非常重要的角色，可以说正是 WWW 的广泛应用使得 Internet 走向普及。

随着新的信息社会的到来，计算机应用更加普及和深入到人们的日常工作与生活之中。在各个应用领域，迫切需要建立由若干个子系统组成集成计算机信息系统，以期待完成更复杂、更高级的功能。但是，已有的计算机信息系统是异构的，普遍存在着严重的“信息孤岛”问题，即每个子系统之间是独立的、不能有效地进行信息交换和共享。解决问题的方法是采用系统集成技术，其中关键是信息集成技术。信息集成技术的目标是要解决信息系统中复杂的、分布的、异构的多媒体数据，以及常规的结构化数据的交换、转换、共享与集成。

计算机仿真技术作为一门新兴的高技术，其方法学建立在计算机能力的基础之上。随着计算机技术的发展，仿真技术也得到迅速的发展，其应用领域及其作用也越来越大。从设计到制造以至测试维护的整个生命周期中，计算机技术贯穿始终。目前仿真技术的应用出现了一些新的特点，其中之一，便是与网络技术结合所带来的仿真的分布性。仿真的分布性是由制造的分布性决定的。敏捷制造、虚拟企业等概念本身就有基于网络实现异地协作的含义。

铸造这一传统产业今天正面临着新技术革命的挑战。铸造是国民经济的重要产业部门，铸件在机械产品中占很大的比例。同时，铸造又是产品质量不易保证，废品率较高的产业，其中绝大多数废品都是铸造工艺设计不合理造成的。采用传统的方法，难以适应当前激烈的市场竞争形势。在计算机技术向各行业全面渗透的今天，将计算机技术应用于传统的铸造行业，对铸件生产实现科学化控制，确保铸件质量，缩短试制周期，加速产品更新换代，对促进我国传统工业的技术改造和国民经济向质量效益型健康发展有着非常重要的现实意义。

目前，铸造领域的计算机仿真技术——铸造过程凝固模拟技术（CAE）发展非常迅速，近几年来，相继有比较完善的商品化软件问世，在生产实践中已取得实际的应用。但用 Java 语言来编写凝固数值模拟的软件让其可以在网络环境下运行国内外尚未见报道，用 Java 重新改写铸造过程凝固模拟软件的核心代码，让用户直接通过 Internet 方式使用软件，其优点是突出的，用户不必完全购买原代码，用户不需经过专门培训，用户端的机器设备没有配置要求，计算任务将交由服务器端完成，企业分布在各地的部门可以协同工作。

1　并行工程环境下铸造 CAD/CAE 的集成

随着全球制造业竞争的不断加剧，如何加速产品开发并及时投放市场成为企业赢得竞争、求得生存与发展的关键问题。研究人员提出了并行工程（concurrent engineering，简称 CE）的概念与理论。将并行工程的理论应用于现代制造生产中，加快了企业产品研发和制造的速度，缩短了新产品的推出周期，使企业的产品更能贴近市场需求。

并行工程是对产品及其相关过程（包括制造过程和支持过程）进行并行一体化设计的系统化工作模式，这种模式力图使开发者从一开始就考虑到产品的全部生命周期（从概念形式到产品报废）中包括质量、成本、进度与用户需求等关键因素。

并行工程的特点如下：

1）是一种系统化的工作模式。

2）与产品开发有关的一切过程尽可能早地开始。

3）各过程同时平行交叉进行，并尽量减少交互过程中的反复次数，力求一次成功。

4）重点放在通过长期计划和决策获取收益。

5）强调用户需求。

并行工程的目标可以用 TQCS（time，quality，cost，service）来表示，即如何加速新产品的开发，如何提高质量，如何进一步压缩成本，如何提供优质服务。对产品及相关过程实施集成的并行设计是并行工程的关键，其目的是尽早考虑产品生命周期中的所有因素。统计表明，产品开发的早期阶段决定产品成本的 70%左右，而投入费用只有 5%，产品的早期设计阶段对产品成本起决定性作用，而这个阶段进行修改所承受的风险和成本都最小。因此在产品开发过程中应尽早考虑产品生命周期中的所有因素，以便及时发现影响制造、测试、市场和产品维护的设计错误，避免到后期由于方案修改而造成大量的资金和机会的浪费。

1992 年，获美国海军部资助的美国国家先进金属材料加工过程研究中心，抓住了并行工程的核心环节——并行设计，提出了产品与工艺过程并行设计的新方法（rational product and process design，RP²D），示意图如图 6.6-1 所示。

从图 6.6-1 可看出，联系产品设计与铸造过程的桥梁就是把 CAD/CAE/CAM 集成起来。目前，铸造过程凝固模拟 CAE 以及铸造工艺 CAD 发展迅速，为系统集成铺平了道路。这里的系统集成包括两层含义，一是产品设计 CAD 与铸造工艺 CAD 集成，即在产品设计初期就考虑工艺设计；一是铸造工艺 CAD 和铸造工艺 CAE 的集成。图 6.6-2 是三维铸造工艺工装 CAD 和铸件凝固数值模拟 CAE 的系统方框图。

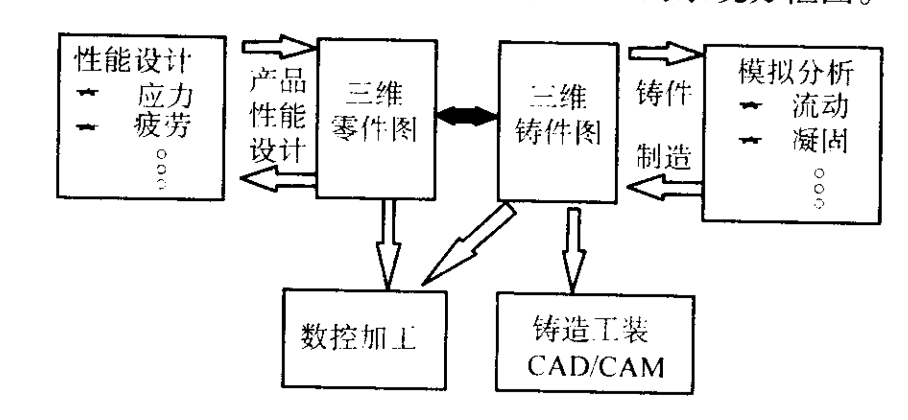


图 6.6-1　RP²D 示意图

为了在铸造的毛坯生产中利用并行工程的设计思路，需要使产品设计与铸造工艺设计同步进行，进行相互之间的信息反馈，使铸造工艺设计人员也进入到产品设计的初期阶段。在产品设计部分，设计人员利用结构分析软件对产品原始设计的强度性能、抗疲劳性能、结构稳定性等进行分析，以便对结构进行优化；在工艺设计部分，铸造人员利用凝固过程模拟软件模拟铸件的液态充型、金属凝固过程，进行缺陷分析，改进工艺设计，并及时与设计部门沟通以修改产品结构。同时为了使所设计产品有很好的可制造性，也就是能够以低成本高效率地制造出来，还需要机械加工的技术人员参与到产品设计与工艺设计的过程中来。通过各部门的协同工作，从系统的角度达到最优化设计及制造。

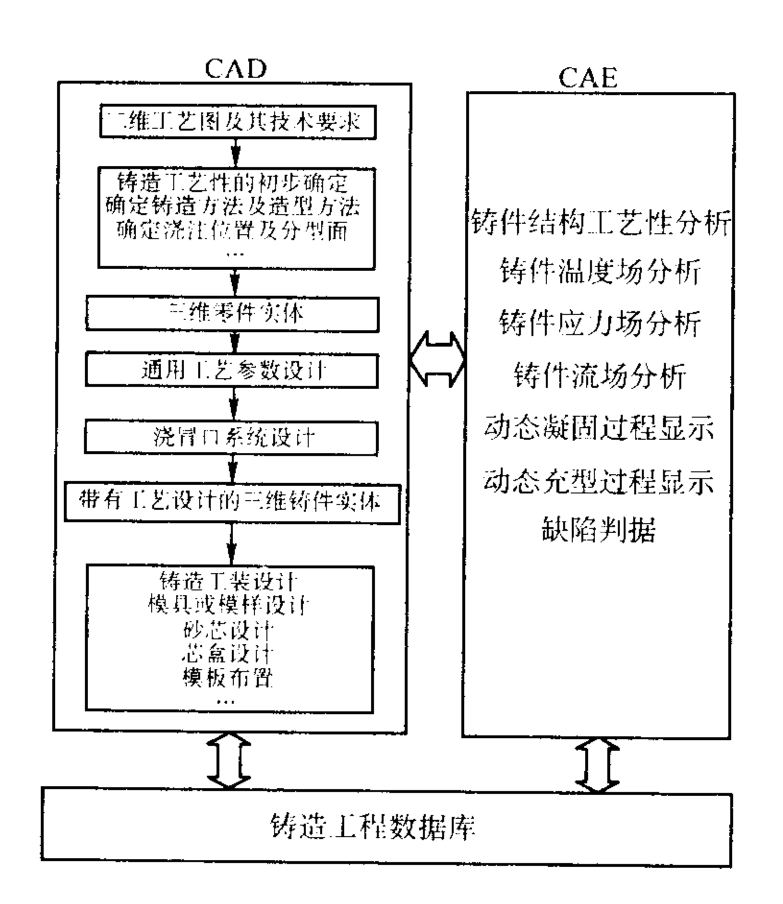


图 6.6-2　三维铸造工艺工装 CAD 与凝固数值模拟 CAE 系统图

2　全新的服务提供者 ASP

2.1　ASP 的概念

ASP 的全称是 application service provider，翻译成中文就是：应用服务提供者。最简单的 ASP 形式可以称之为基于第三方的服务商，它就像我们熟悉的律师事务所一样为用户提供服务，而纯粹 ASP 的特点是为企业提供在线业务应用服务和管理服务，主要的服务形式是通过租用或者租赁形式来管理和实施的，服务商的收入和利润是通过收取客户一定量的租金来获得。"网络原动力"网站对 ASP 有一个非常传神的比喻"软件变服务，服务走网络"，它一语道出了 ASP 的实质和核心，简单地说，原来客户端执行的软件，将由互联网络服务器来执行，而提供这种服务的公司，就是 ASP。

ASP 所有应用服务产品被放置在 ASP 的数据中心供客户随时调用，ASP 动态地管理、维护和更新这些服务产品，并通过将软件、硬件、网络和专业技术的合理搭配，提供给客户更优质完善的服务。与传统的公司内部运作的应用软件和服务相比，ASP 使其更安全、更可靠和有更大的伸缩性。这种方式可以使中小企业特别是小企业能够得到过去只能由中大型企业享受的专业的服务，ASP 是一种集众多社会资源与知识为一体的，为各类企业与机构服务的形态，ASP 的发展将改变传统的服务模式，这是一场具有划时代意义的变革。

2.2　ASP 的发展概况

2.2.1　ASP 发展的趋势

ASP 是一个新兴的互联网行业，从世界上第一个 ASP 在 1999 年初诞生，短短一年时间中根据不完全统计全球已有近 600 家 ASP 公司，美国和欧洲的许多著名企业纷纷进入这一市场，他们的第一步大都与其传统业务相互结合，对市场实施快速争夺。另一方面 ASP 的市场细分也变得越来越明确，服务的内容也变得鲜明起来，作为一个全新领域各个 ASP 公司的下一步的发展方向如何？Foreester 公司曾经对美国中小企业 2002 年的服务市场做了研究，报告显示全美中小企业将在管理运营与咨询服务、维护服务、外包业务上花费尽 1 620 亿美元，这对 ASP 公司的管理层来说是一个极大的诱惑，这种信息实际上预示着未来的市场竞争热点。

国外的著名公司纷纷抢滩中国，要在中国的 ASP 市场站住脚。这给我们一个非常重要的启示，国内 IT 企业必须密切关注国外公司的动向，加快脚步跟上他们进军 ASP 市场的步伐，集合社会力量开创具有中国特色的 ASP 市场。

2.2.2　ASP 的现状

众所周知，在 ASP 提供的服务中，可以从最基本的游戏、电子邮件到复杂的工商管理、ERP 系统，理论上认为几乎没有什么软件不可以转化为互联网络服务，由于服务的对象不同，可以将 ASP 划分为"面向个人"和"面向企业"两种方式，这两种方式各有其市场，但发展形态和服务方式上却大相径庭。

"面向个人"业务范围比较广泛，几乎深入到人们日常活动的每个角落，在今天电子邮件服务已经横行天下，网络音乐、网络电影也已不是梦境，个人网络记事和日程安排、网上阅读、网上导游、网上游戏、网上购物……，几乎人们能够想到的事情，今天在网络上都可以找到，每天当人们想到网络所带来的好处时都不能不为之激动。

"面向企业"形式的 ASP 有多种形态，如主机托管、域名注册、网上咨询、电子商务等业务，特别是面向企业的运营管理和管理支持服务，向各种类型的企业提供管理信息系统、进销存系统、会计系统、客户服务系统、客户关系系统、电子商务系统以及各类行政和咨询类产品的服务。目前国际上从事这方面营运的公司有数百家之多，最为典型的代表是"全美在线运营公司"和"大众软件公司"，他们大都采取面向各类企业的全面服务，而另外一类的代表则是"网账"、"销售之星"，他们将目标指向了中小企业单一应用领域。

纯"ASP"提供商一般都是为企业提供在线的管理和运营服务，诸如：在线会计、在线财务、在线进销存、在线客户关系管理、在线人力资源管理、在线咨询、电子商务等等。不论服务内容多少、功能多简单，只要公司的主业是通过网络提供在线管理服务的都被称为纯"ASP"。

作为应用软件提供商，由于其业务始终与 ASP 紧密相关，所以在 ASP 大潮中显得得心应手，许多著名的应用软件提供商纷纷进入 ASP 领域，诸如：ORACLE、SAP、CA 等国外著名公司。这类公司从事此项业务有两种形式，一是客户通过网络购买 ON－LINE 服务，二是客户通过网络下载应用软件。目前其业务基本涉及到了企业管理的许多方面，这类公司从事的业务极其接近纯"ASP 业务"，是未来 ASP 的最大挑战者。

综上所述，目前的任何一种外围形态都是暂时的，所有 ASP 的最终目标都是想通过自身长处进入 ASP 市场，通过不断发展和对服务的不断完善逐步进入纯"ASP"市场。

2.3　ASP 需要解决的问题

中小企业的管理者始终有一个担心，如果企业经营活动的数据放到网上，如何能保证数据的安全和不泄露？ASP 帮助企业管理账务和经营活动是否需要其自身必须是一个像会计事务所的中介机构和中立机构？请企业的经营者放心，当企业的数据放入到 ASP 时，ASP 自身必须保证数据的安全和不泄露，如果泄露将会对公司和整个 ASP 市场形成非常严重的打击，所以这方面的从业者必须有良好的操守和 ASP 的管理准则以及良好的安全技术管理防范措施，这是 ASP 能够正常发展的非常重要的原动力。现在的网络技术、安全技术已经给数据安全提供了非常可靠的保证。

ASP 从深层次上来说是一个典型的服务提供者，开展每一项服务都必须依靠软件制造商（ISV）、网络服务商（IT）、安全系统提供商（Security&Safety）、主机服务托管商（ISP）、咨询服务商（Consulting）等多方面的配合与支持，在现代网络技术飞速发展的时代，很少有公司可以包揽全部业务，联合是 ASP 发展的必然趋势，最终 ASP 将无法替代 ISV、ISP，

而ISV、ISP必须走与ASP结合之路。国外IT分析家普遍认为，未来软件的服务将呈现ASP、ISV、ISP三足鼎立的局面。ASP自出现以来，ISV何去何从一直是业界讨论的话题，而目前美国的市场趋势是，ASP多为独立经营的公司，大部分并不是由ISV转型而来，大多ISV仍专注其软件开发业务。中国自有互联网以来，主干网络带宽、拨号带宽、上网费用始终制约着中国互联网的发展；今年以来信息产业部下大决心正在逐步解决这一制约网络发展的瓶颈，最近网络交换中心的建立、带宽出口的扩容，初步解决了上网的主干网络带宽问题，上网费用的减低和低价包月制的出现，也为企业上网和解决企业上网费用提供了一个很好的时机。尽管ASP的主体服务是基于企业管理和企业运营，但由于目前的主要市场是中小企业，这类企业不但需要日常的业务管理功能，同时还需要ASP能够帮助他们解决一些日常工作中碰到的问题，举例来说：企业在开发一种新产品前必须对产品的各种特性和市场的主要对象进行市场调查，为开展这类工作，企业必须要了解如何实施调查，并且要了解如何对市场细分，作为ASP网站为了尽可能地提高ASP的附加价值，必须增加许多具有为客户带来增值的信息服务和内容服务，以及一些特殊的定制服务。由于ASP市场刚刚启动，许多网站尚未关注此类功能，但目前已经有一些网站开始正式提供此类业务。

3 网络化铸造工艺CAE系统设计

本节介绍将铸造凝固过程数值模拟仿真软件系统改造到网络环境下运行，以跟上当今互联网渗透到各个行业的发展趋势。系统应用的示意图如图6.6-3所示。

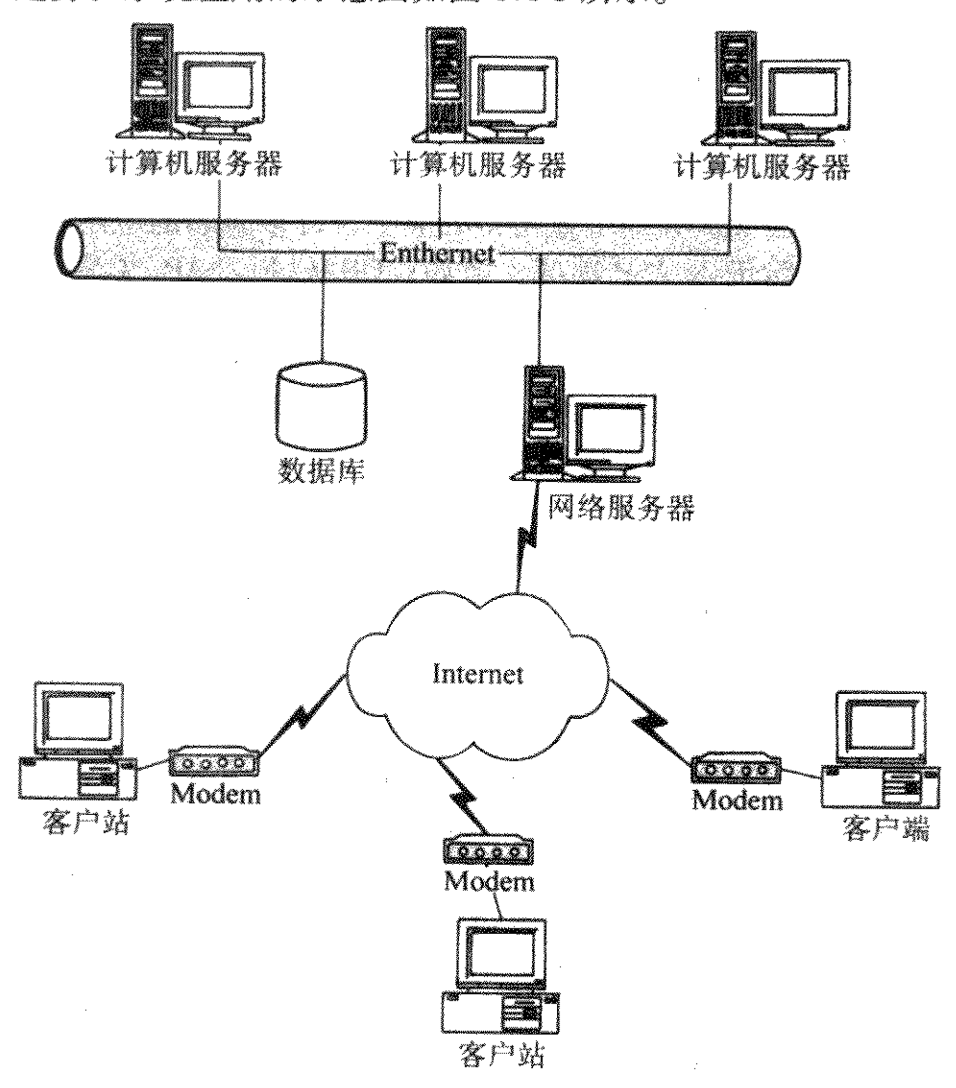


图6.6-3 应用网络系统示意图

系统将分为6个模块，即：文件管理模块，前处理模块，核心计算模块，后处理模块，网路安全模块，计算系统管理模块。下面将分别介绍这几个模块的功能，以及它们之间的关系。

3.1 文件管理模块及前处理模块

铸件几何造型将由用户在自己的CAD平台完成，用户只需上传标准格式的数据文件即可，因此，需要一个文件管理器来管理用户上传的文件，以及计算所产生的文件，为了系统安全，用户将不能登录服务器，用户之间的文件也是互不可见的。计算将产生一些计算结果文件，如温度场文件，缺陷文件，记录文件等，这些都需要一个对用户来说是“透明”的文件管理器，即用户管理服务器端的文件如同操作本地机文件一样。

前处理模块负责提供界面让用户输入参数，然后通过CGI传到服务器端，作为计算的输入文件，服务器端按用户要求划分网格。

3.1.1 数据量分析

从客户端到服务器端的数据由以下几部分组成。

A. 任务指令。包括新建任务、查询任务、修改任务和删除任务等指令，数据量大小为50 B左右。

B. 计算所需的参数。包括外形尺寸、空间步长、吃砂量等几何参数和比热容、液相线温度、固相线温度、热阻等热物性参数，还有密度等物理参数，数据量大小为200 B左右。

C. 计算所需的造型文件。铸件造型文件、铸型造型文件、砂芯造型文件、冒口保温套造型文件、冷铁造型文件和其他的造型文件，数据量大小为6 MB左右。

为简便起见，将从客户端到服务器端的数据称为上行数据。

从服务器端到客户端的数据量由以下几部分组成：

A. 页面文件。文字信息、图形文件和将文字和图形文件组织起来的HTML代码和JavaScript代码，数据量大小为3 KB左右。

B. 计算结果文件。温度场数据文件，数据量大小为10 MB左右。

同样为简便起见，将从服务器端到客户端的数据称为下行数据。数据量大小见图6.6-4。

从图6.6-4中明显的可以看出：上行数据中，其他类型的数据量相对于造型文件的数据量可以忽略不计；同样在下行数据中，其他类型的数据量相对于计算结果文件的数据量可以忽略不计。

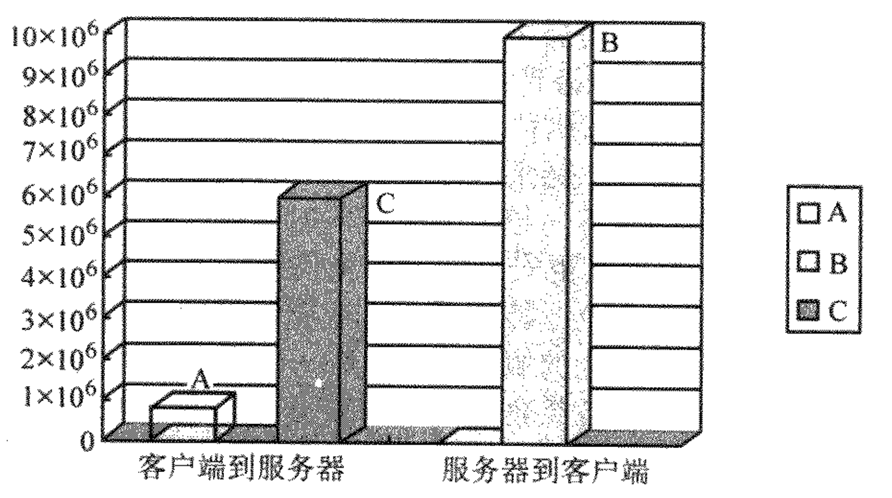


图6.6-4 数据量比较图

3.1.2 交互特点的分析

仅仅对数据量的分析是不够的，由于交互特点的不同，等量的数据传递，所需要的即时速率相差巨大。另外，交互密度在时间轴上的分布情况也决定了程序功能划分的问题。而且，交互的频率也是一个非常重要的参数，不同的交互频率要求不同的协议来适应。因此，有必要对交互特点进行分析。

(1) 交互在时间尺度上的特性

传统的铸造过程模拟分析软件系统的交互模式如图6.6-5所示。

从图6.6-5可以看出，在时间尺度上，交互是间隔的，在程序计算期间，无任何交互，而且通过对具体软件的研究，发现交互的时间间隔为秒量级。程序的交互可以按计算前后，在时间上划分为两个阶段：计算前的在铸造凝固过程模拟仿真中一般被称做前处理；计算后的部分一般被称做后

处理。

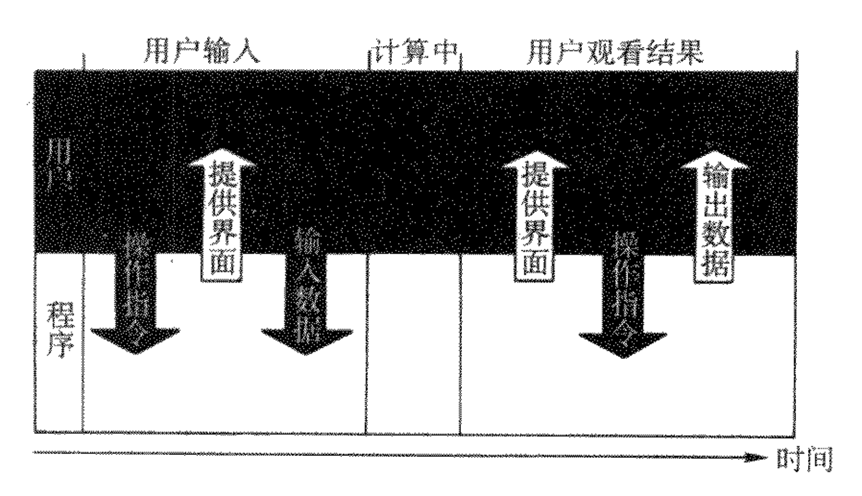


图 6.6-5 交互模式图

(2) 交互方式的分析

交互的方式是问答式的，即程序显示界面，用户输入指令和数据，程序根据指令再显示相应的界面。除了程序的动态显示凝固过程的功能外，其他的操作都不是实时的。实际上，程序的动态显示凝固过程的功能也仅仅是秒量级的实时而已。

根据对传统的铸造过程模拟分析软件系统的交互特点的分析发现：交互时间是间隔的，而且可以明显的划分为两个阶段，即前处理阶段和后处理阶段。交互是问答式的，即常说的请求（request）与响应（response）模式，且时间间隔为秒量级。

3.2 核心计算模块

通过读取前处理模块的输入文件，开始进行凝固过程数值模拟计算。核心计算模块将是基于 CORBA 的分布式计算。CORBA 提供了一个软件总线技术标准，使得计算可以在异构的环境下进行，按照 CORBA 编写的模块便可互相进行通信（CORBA 结构示意图如图 6.6-6 所示）。WEB 服务器接受到一个计算任务的提交后，将根据调度算法将计算任务分配给计算服务器中较为空闲的一台。计算服务器在完成计算后会返回一个消息，告诉调度程序，计算结束。

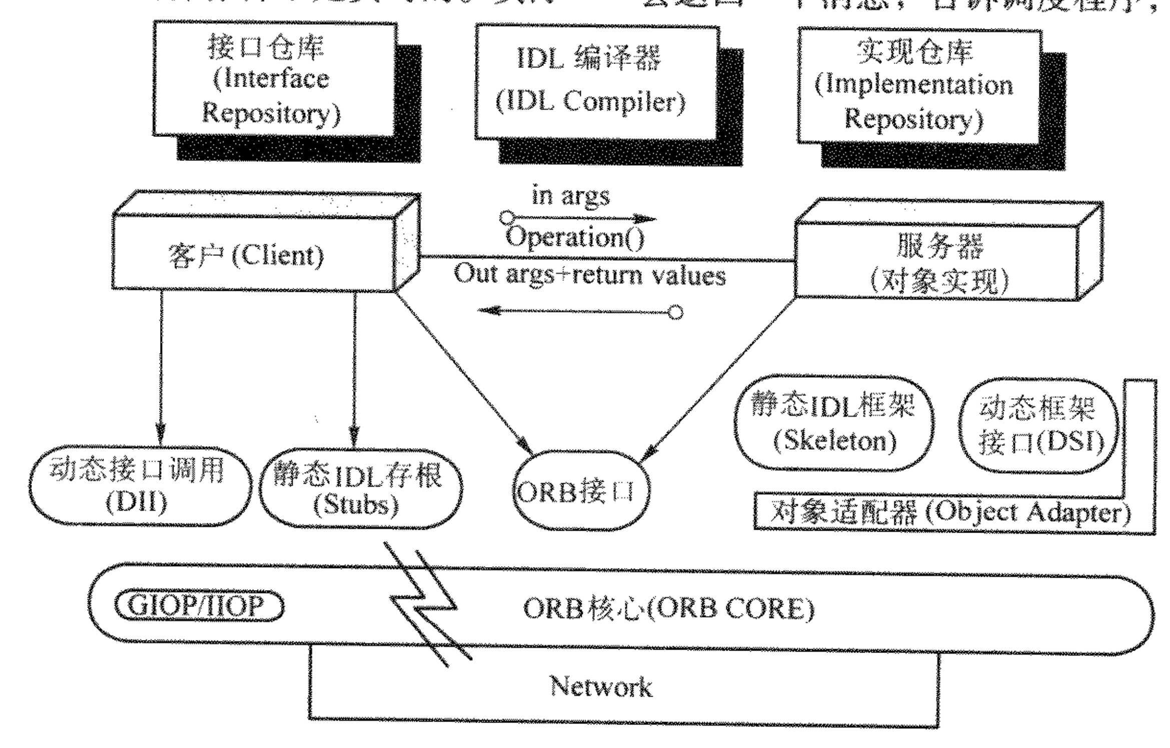


图 6.6-6 CORBA 结构示意图

公用对象请求代理（调度）程序体系结构（common object request broker architecture），缩写为 CORBA，是对象管理组织（object management group）对应当今快速增长的软硬件的协同工作能力的要求而提出的方案。简而言之，CORBA 允许应用程序和其他的应用程序通信，而不论它们在什么地方或者由谁来设计。CORBA 1.1 由对象管理组织在 1991 年发布。它定义了接口定义语言（IDL）和应用编程接口（API），从而通过实现对象请求代理（ORB）来激活客户/服务器的交互。CORBA 2.0 于 1994 年的 12 月发布。它定义了如何跨越不同的 ORB 提供者而进行通信。ORB 是一个中间件，它在对象间建立客户－服务器的关系。通过 ORB，一个客户可以很简单地使用服务器对象的方法而不论服务器是在同一机器上还是通过一个网络访问。ORB 截获、调用，然后负责找到一个对象实现这个请求，传递参数和方法，最后返回结果。客户不用知道对象在哪里，是什么语言实现的，它的操作系统以及其他和对象接口无关的东西。在传统的客户/服务器程序中，开发者使用他们自己设计的或者公认的标准定义设备之间的协议。协议的定义依赖于实现的语言，网络的传输和其它许许多多因素。ORB 将这个过程简单化。使用 ORB，协议定义是通过应用接口，而该接口是接口定义语言（IDL）的一个实现，它和使用的编程语言无关。并且 ORB 提供了很大的灵活性。它让程序员选择最适当的操作系统，运行环境和设计语言来建设系统中每个组件。更重要的是，它允许集成已经存在的组件。CORBA 是在面向对象标准化和互操作性道路上的一个信号。通过 CORBA，用户不必要知道软硬件的平台和他们处在企业网的什么地方就可以操作。

分布计算系统又称为中间件。从层次上看，它处于系统的中间层；从功能上看，向下它可以传递和处理上层用户的各种请求，向上它可以屏蔽下层的实现细节，提供各种增值服务。因此，分布计算系统起到了承上启下的作用，为用户构造分布应用提供了强有力的支持工具。分布计算技术的不断发展与相关技术的发展是密不可分的。随着计算机网络技术和应用的发展，分布计算技术逐步成为热点。在 20 世纪 80 年代中期，国际标准化组织 ISO 推出了 RPC（remote process call，远程过程调用）标准，极大地推动了分布处理技术的规范化和标准化。到了 1992 年，开放软件基金会 OSF 颁布了 DCE（distributed computing environment，分布计算环境）标准。在这个标准中，它不仅吸收了 RPC 作为其远程调用的方式，而且对分布处理进行了抽象定义，是分布计算技术发展过程中的一个里程碑。非常可惜的是，遵从 DCE 的实现和产品不多，造成了这个标准始终未能得到广泛的应用。

对象技术的发展和成熟，给分布计算技术带来了新的发展方向。国际非盈利组织 OMG 于 1991 年制定了 CORBA（common object request broker architecture，通用对象请求代理体系结构）规范，并不断增加新内容和新技术，版本也不断升级。目前，国际范围内已经有大量的企业、政府和银行等运用了 CORBA 技术，取得了显著的效益。在国内，CORBA 研究和应用也在深入。CORBA 技术的成功在于，它除了能够解决由于多个系统层次上的异构带来的“孤岛”问题，还

在理论和实现技术上扩展了客户/服务器模式，使得系统具有良好的可伸缩性，便于系统的开发和升级，保护了已有投资。随着在CORBA技术中引入组件技术，CORBA技术的优势将进一步得到增强。

一个好的信息集成系统至少应满足以下3点要求：①提高企业的生产率；②适应将来发展的需要；③充分利用已有的投资。实现系统的集成，应该基于和符合某种国际标准，以增强系统的可移植性、互操作性、互换性和稳定性。为了支持异构分布式计算环境下的互操作性，以利于解决与日俱增的信息集成问题，国际组织OMG（Object Management Group）制定了CORBA规范（Common Object Request Broker Architecture），1994年提出了2.0版本。该标准的主要特点是实现软件总线结构。所谓软件总线的功能，就是起到类似于计算机系统硬件总线的作用，只要将应用模块按总线规范作成软插件，插入总线即可实现集成运行。按照CORBA规范实现软件总线的核心系统称为ORB（对象请求代理器）。ORB不仅支持标准的OMG对象模型，还具有分布进程管理和通信管理功能，取代了传统客户/服务器结构中的相应接口部分。此外，CORBA定义了IDL（interface definition language）语言，以描述软件总线上的插销。IDL提供了对成员系统的封装和成员系统之间的隔离，任何成员系统作为一个对象，通过IDL对其接口参数进行定义和说明，就可接到ORB上、为其他系统提供服务或向其他系统提出请求，达到即插即用效果。

各计算机厂家纷纷提出了符合CORBA标准的ORB产品，如DEC公司的ObjectBroker，HP公司的ORB Plus，IBM公司的DSOM，Iona公司的Orbix等。

一个分布式计算机信息系统的异构性可划分为3个层次。最底层是平台层，如不同的硬件、操作系统或通信协议；中间层是系统层，如不同种类的数据库管理系统，甚至有文件系统，它们基于不同的数据模型，提供不同的语言；最上层是语义层，由于不同的数据库或文件是独立设计的，不同系统中的数据语义之间存在着冲突。CORBA解决了平台的异构性问题，并为解决数据库系统异构性提供了基础结构，但是对数据库语义异构性则完全没有涉及。

CORBA的分布式体系结构将一个分布式异构系统作为相互作用对象的集合，即：将分布式系统中各成员系统的资源模型化为对象，而成员系统提供的服务被模型化为对象方法，这些方法组成对象接口。这样，在每个成员系统上可以定义一个服务接口，成员系统为这些服务提供实现。客户通过以公共语言表示的请求与异构系统进行交互，对象请求代理机制负责转换客户请求到可用服务，传递请求到适当系统，提供以公共语言表示的应答给客户。

3.3　后处理模块

利用Java3D技术可实现WEB页上三维图像的显示，利用Java3D可显示三维的铸件以及其温度场，缺陷位置和大小。Java是一种简单、面向对象、分布式、解释、健壮、安全、结构中立、可移植、高效能、多线程、动态的语言。

Java是最佳的网络应用开发语言。Java的诞生，从根本上解决了Internet的异质、代码交换以及网络程序的安全性等诸多问题。①Java是一种平台无关语言。Java程序编译后，生成字节代码（byte-code），运行在Java虚机器（实际上是一个解释器）上。一个操作系统平台只要提供Java虚机器，Java程序就可以在上面运行。从理论上讲，Java程序可以运行于所有的操作系统平台上，从根本上解决了Internet的异质问题。②Java采用了可移动代码技术，在网络上不仅可以进行无格式的数据信息交换，而且可以进行程序交换。Java是比较纯的面向对象语言，它的绝大多数程序实体都是对象，利用对象的封装性可以大大降低网络上程序交换的复杂性。③Java可以和HTML（HyperText Markup Language）无缝的集成，把静态的超文本文件变成了可执行的应用程序，极大地增强了超文本的可交互操作性。④Java是一种更安全的语言，它消除了C和C++中众多的不安全因素，提供了诸多安全保障机制，例如：异常处理、代码检查等，比其他语言更适合网络应用软件的开发。

Java不仅仅是一个程序设计语言，更是一个网络操作系统。这是因为：①Java的可以不依赖于任何现有操作系统，可以直接运行在某种机器或CPU上。②Java有自己的内存管理功能。③Java支持多线程程序，可以用C语言实现的EMACS的文本编辑器。

Java的最初设计的目标是应用于电子类消费产品的控制，要求很高的健壮性（robust）。Java尽可能消除了C++的不可靠因素，可以防止许多编程错误，因而更容易写出健壮的软件。当然，完全可靠的系统单靠语言是无法保证的。Java是一种比C++还强的强类型语言。Java要求显式的方法声明，这保证了编译器可以发现方法调用错误，保证了程序更加可靠。Java内存模型是提高程序可靠性最重要手段。Java不支持指针，这杜绝了内存的非法访问。Java自动的无用单元收集防止了内存丢失等动态内存分配所导致的问题。Java解释器运行时也实施检查，可以发现数组和字符串访问的越界。异常处理是Java保证程序健壮性的另一重要手段。一般认为，异常处理是成熟语言的标志。异常是一个信号，这样开发的程序很容易在多种平台上使用。

平台无关性本身就提供了一种良好的可移植（portable）。Java还提供了实现无关性（no implementation dependent），例如：Java中的原始数据类型的长度在任何平台上都一样。Java环境本身对硬件平台和操作系统也是可移植的。Java的编译器是用Java写的，Java的运行系统是用ANSI C写的。

随着Internet的发展，以网络为中心的计算普及，客观上，需要一种独立于平台的，代码可移动的计算技术，Java恰恰填补这一空白，这把Wintel垄断的软硬件市场打开了一个巨大的缺口，引发了一场软件开发的革命。我们可以设想未来的计算方式，每个HomePage的实质是一个多媒体应用程序，这些程序用Java来开发。Java应用程序运行在异质的机器、异质的操作系统之上。

3.4　网络安全和系统管理模块

网络安全是本系统中较为重要的一个模块，由于CGI允许用户在服务器端执行程序，因此CGI在安全方面有先天的缺陷。本系统中最易产生安全问题的模块有文件管理模块、前处理模块、核心计算模块。为防止用户的有心或无心的操作，应该禁止恶意的计算任务的提交。

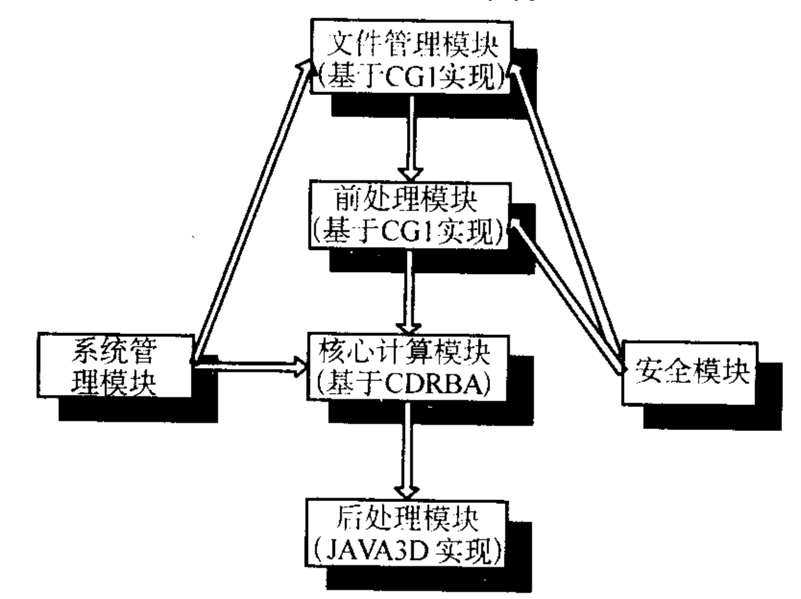


图6.6-7　网络化模拟分析系统功能模块关系图

由于是多用户的计算，因此需要一个计算管理模块来管

理各用户的计算任务。如由于某些原因，用户的计算进程无法正常退出，用户计算发散等。系统各模块之间的关系如图6.6-7所示。

4 基于Web的铸造工艺CAE系统网站

在Linux操作系统下，WWW服务器比较出色的是使用极为广泛的Apache。据Netcraft公司最近对2 228万个以上网站的WWW服务器进行的一次调查显示，Apache仍然统治着网络服务器市场，它占据了60.02%的市场份额，微软和网景分别只占据20.16%和6.96%的市场份额。Apache源代码是开放的，而且任何人都可以在Apache的源代码的基础上开发出自己的商业软件且不必被迫与他人共享这个成果。取得源代码对于建设一个网站有很多好处。Apache支持多种服务器动态语言，比如C、Perl、Php、Jsp和Python，因此选择Apache作为WWW服务器。

数据库选择的对网络支持较好的MySQL。MySQL的特点如下：支持全部SQL92规范；支持用户访问控制；使用核心线程的完全多线程，可利用多CPU；运行复杂的SQL语句时比mSQL、PostgreSQL、Oracle等快；支持C、C++、Eiffel、Java、Perl、PHP、Python、和TCL AIP；可运行在不同的平台上；支持多种类型；支持包含50 000 000个记录的大数据库处理。

PHP是最流行的Web脚本语言之一，它运行在Web服务器端，根据用户请求或服务器端的数据产生动态网页。它功能强大，和HTML脚本融合在一起，并内建访问数据库的能力。它能够作为Apache Web服务器的模块执行，也使得它的执行效率要高于普通的CGI程序。

PHP、Apache和MySql配合极佳，在Linux下是性能极好的组网站开发环境，而且所有这些都是免费和源代码开放的。故选用在Linux平台上的Apache + MySQL + PHP的开发环境。

4.1 系统方案选择

根据前面的需求分析提出三种方案分别为：瘦客户端方案、胖客户端方案和胖瘦结合的方案。

（1）瘦客户端方案

瘦客户端（thin server terminal）即B/S模式（browser/server模式），或称之为“无客户应用程序”模式。是基于互联网的一种应用程序使用技术。用户在个人PC终端可以通过浏览器（browser）使用由服务器（server）提供的最“简化”，为个人定制的程序部件，这种技术被广泛应用在NC及ASP应用中。其实IE用户共同拥有一个应用服务程序，只不过该服务程序是在远方的服务器上执行的，而用户看到的是服务程序执行的结果，因此B/S实际上是C/S模式的特殊形式。由于只需在服务器上安装一个服务程序（所有客户共同拥有的应用程序），软件升级容易；缺点是网络数据流通量大，受网络带宽限制因而运行速度慢。

（2）胖客户端方案

胖客户端（fat server terminal）即C/S模式（client/server模式），又被称作“有客户应用程序”模式，在用户微机上安装由客户端的应用程序（client），客户应用程序通过网络直接与服务器组件（server）接口实现远程操作。优点是操作界面好、网络流通数据量小，运行速度快；缺点是软件升级麻烦。

（3）胖瘦结合的方案

胖瘦结合的方案就是既有客户端应用程序（client），又需要通过浏览器（browser）实现一些功能，将其简称为CB/S模式。把复杂而数据量大的操作给客户端应用程序执行；把数据量小、更新速度快和需要与服务器端（server）进行通信的功能交给浏览器实现。比如后处理部分，温度场文件相对较大，而且要求处理速度快，甚至有的地方要求实时的演示，这样的工作交给运算速度快的客户端应用程序。而其他的工作可以交给浏览器。该方案的发挥了前两种方案的优点，比较灵活实用；缺点是程序功能分离，给管理带来了难度。

上述三种方案各有优劣，B/S模式开发相对简单，升级方便，但数据传递速率要求较大，以我国目前的网络现状较难实现；C/S模式操作界面好，网络流通数据量小，运行速度快，但是软件升级麻烦，尤其是开发周期长，开发难度较大；BC/S模式开发难度较C/S小，功能较B/S强大，容易升级维护，发挥了前两种方案的优点。至于程序功能分离带来的管理不便可以通过较好的功能划分来减少到最小值。后处理部分独立性大，升级频率低，处理数据量大，功能对资源的需求较大，故将后处理部分划分出来成为客户端，其余的功能交由浏览器实现，这样可将该种方案的缺点弥补。经过比较选择，最后确定使用胖瘦结合的模式。

按功能设计的系统流程如图6.6-8所示。

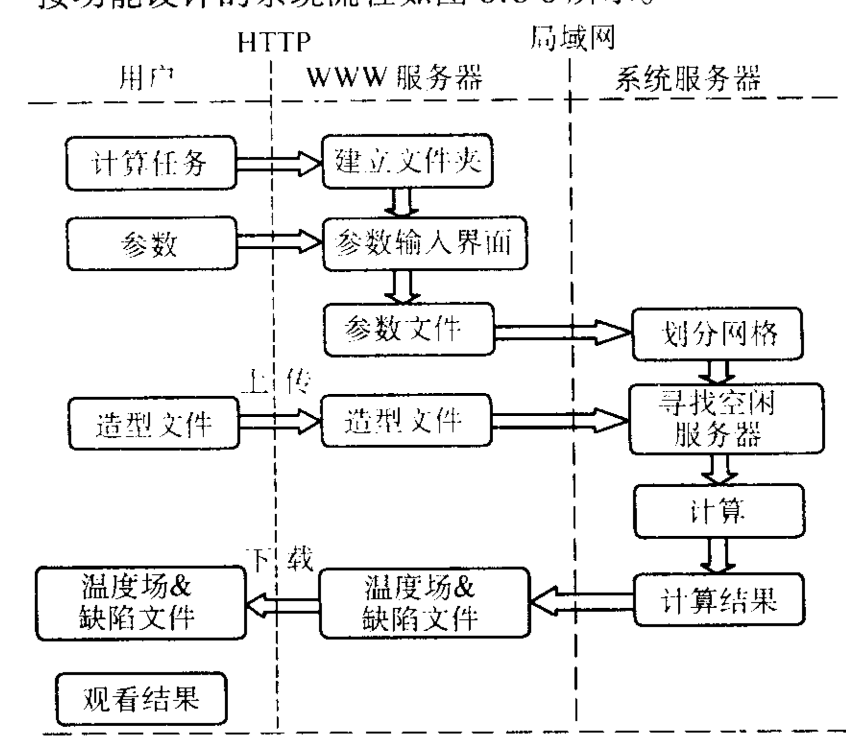


图6.6-8 系统流程示意图

4.2 网络化凝固模拟网站

（1）用户认证

首先需要提供给用户登录的界面，登录界面如图6.6-9所示。

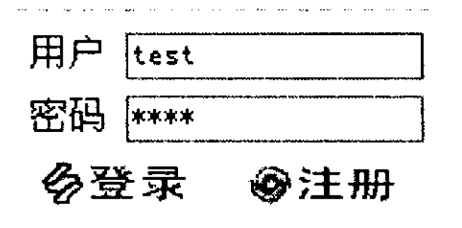


图6.6-9 用户登录界面

用户输入账号和密码后点击登录按钮，表单提交到用户验证程序，如果用户名和密码不符，将会弹出对话框提示。

验证通过，显示欢迎信息如图6.6-10所示。

test好，今天又新买来好几台SGI工作站，以后可以更好更快的为大家算题了。估计这些工作站在两个星期后就能投入使用，让我们拭目以待吧。

图6.6-10 登录成功欢迎信息

(2) 权限验证

项目的很多地方都需要对用户的某种权限进行验证，故编写统一验证函数，使用时只需调用即可。没有登录的用户或者已登录但没有进行某种的操作权限的用户进行该种操作时，显示无权限提示。当用户没有管理任务权限时进入管理任务页面时显示无权限提示如图 6.6-11 所示。

没有权限



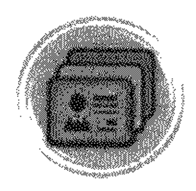
您没有权限进行该种操作所需的权限。
有关权限的解释请看下面的链接。
要想进行所需的操作。
请与管理员联系，申请权限。

有关权限：
什么是权限　　怎样获得权限　　获得权限的好处

图 6.6-11　无权限提示

如果用户拥有管理任务权限，则显示正常的管理任务页面如图 6.6-12 所示。

管理计算任务



在这里您可以对您的计算任务进行管理。
可以对计算任务进行查询。
可以对计算任务进行删除。
可以对计算任务进行修改。

您的计算任务：

abcd	查询	修改	删除
testa	查询	修改	删除
test	查询	修改	删除

图 6.6-12　拥有管理任务权限时的显示

(3) 新建任务

新建任务由 6 步组成，但是这 6 步拥有相似的界面，故设计同一个界面，然后通过判断不同的步骤而包括不同的处理文件来显示界面不同的部分和执行不同的操作。

第一步：命名

首先显示供用户输入新任务名和选择文件类型的界面如图 6.6-13 所示。

新建任务::命名



给您的计算任务起个名字。
名字可以包括汉字、字母和数字。
比如：simu001、我的计算任务……
这个名字将作为以后该任务的标识。

输入您给这个计算任务起的名字：
test
选择文件类型：
文件类型一：◉　文件类型二：○
输入后单击右边的“下一步”按钮。　　下一步>>

图 6.6-13　新建任务命名界面

用户输入新任务名称和选择新任务造型文件类型后点击“下一步”提交给输入处理程序。

第二步：上传文件

首先显示用户界面，以便选择要上传哪些造型文件和输入造型文件路径，界面如图 6.6-14 所示。

用户选择造型文件后提交给文件上传程序。程序将文件保存在相应目录下。

第三步：输入几何参数

首先显示界面供用户输入空间步长、吃砂量和造型对称类型等几何参数，界面如图 6.6-15 所示。

用户输入参数后提交给参数处理程序。处理程序将参数处理后保存在 Session 变量中。

新建任务::上传造型文件



上传您的计算任务的造型文件。
造型文件可以是*****格式的。
造型文件的大小以nnnn为佳。
上传有困难，请与我们联系。

网格划分：

☑ 压铸 铸件：D:\Drawing1.vsd 浏览
☐ 砂芯 浏览
☑ 冒口 浏览
☐ 砂芯 浏览
☐ 砂芯 浏览

<<上一步 单击“上一步”修改。单击“下一步”继续。下一步>>

图 6.6-14　上传造型文件界面

新建任务::输入参数



输入计算所需的几何参数。
几何参数包括外形尺寸参数。
还包括空间步长、吃砂量以及对称参数。
请选择合适的参数，保证计算结果的精确。

冒口文件没有上载，返回或者修改时上载。

输入所需参数：

网格步长[mm]	X	1	Y	1	Z	1
吃沙量控制1	X	10	Y	10	Z	10
吃沙量控制2	X	10	Y	10	Z	10

剖分选项　○中心对称　◉X向对称　○Y向对称　○整体

<<上一步 单击“上一步”修改。单击“下一步”继续。下一步>>

图 6.6-15　输入几何参数表单界面

第四步：输入热物性参数

首先显示界面供用户输入热阻、比热容、固液相线温度和密度等热物性参数，界面如图 6.6-16 所示。

新建任务::热物性参数输入



输入计算所需的热物性参数。
热物性参数包括比热、热阻、潜热、固液相线温度等热学参数。
还包括密度这样的物理参数。
请选择合适的参数，保证计算结果的精确。

热物性参数输入：

索引	名称	密度	导热系数	比热	潜热	液相线温度	固相线温度
空气							
砂型							
铸件							
砂芯							
冷铁							
冒口							
其他1							
其他2							

<<上一步 单击“上一步”修改。单击“下一步”继续。下一步>>

图 6.6-16　输入热物性参数表单界面

用户输入参数后提交给参数处理程序。程序将参数处理后保存在 Session 变量中。注意：这里没有输入任何参数，程序会自动的将参数都设置成 0 或者其他的默认值。

第五步：输入其他参数

首先显示界面供用户输入浇注温度、冒口设置、解算时间和铸件材料等参数，界面如图 6.6-17 所示。

用户输入参数后提交给参数处理程序，程序将参数处理后保存在 Session 变量中。

第六步：打印参数确认页面

新建任务::其他参数输入



输入其他参数。
其他参数包括浇注温度，各部分起始温度等温度参数。
还包括解算时间，间隔时间等是时间参数。
还有其他的参数。
请选择合适的参数，保证计算结果的精确。

温度控制［单位:℃］
浇注温度 1000　□ 冷铁起始温度　□ 其他1起始温度
环境温度　□ 砂芯起始温度　☑ 其他2起始温度

其他选选项［时间单位：分钟］
解算时间 10　□ 完全凝固后停止运算　☑ 保存重启动信息
间隔时间 1　◉ 设置顶冒口　○ 不设置顶冒口
临界固相率　○ 铸铁件　◉ 铸钢件
液态收缩率　☑ 凝固动态模拟　砂型/铸件热阻

<<上一步 单击“上一步”修改。单击“下一步”继续。下一步>>

图 6.6-17　输入其他参数表单界面

显示前面步骤中保存在 Session 变量中的浇注温度、冒口设置、解算时间和铸件材料等参数。界面如图 6.6-18 所示。

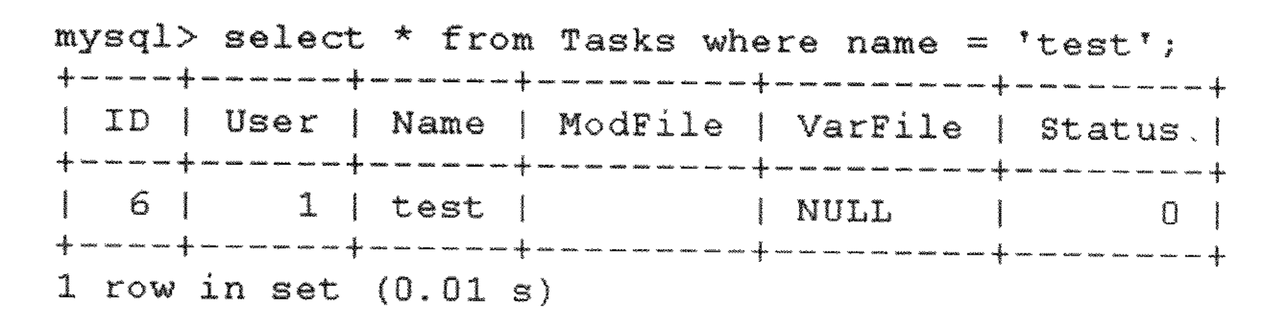
该界面显示了有关任务的所有参数，用横线将各个步骤的参数分组。如果用户核对有误，可以直接点击右边的“修改”按钮返回相应的步骤修改参数。核对无误后，点击“完成”提交给处理程序。

处理程序创建一个 XML 文件，并将所有参数保存在该文件中。XML 是使用广泛的一种数据交换格式，可以储存各种数据结构。利用 XML 分析器可以方便的读取 XML 文件中的数据，而且很多程序语言都自带有 XML 分析器。考虑到任务参数随任务造型文件格式等不同而不同，故将其保存成 XML 文档的形式，而不是保存在数据库中。

程序生成的一个 XML 文件如下：


```
<Task TaskName="s" FileType="1" dieCast="0" CastFile="" check1="0" check2="0" check3="0"
check4="0" xStep="0" yStep="0" zStep="0" xOff1="0" yOff1="0" zOff1="0" xOff2="0"
yOff2="0" zOff2="0" modeRadio="4" airName="" airDens="0" airCond="0" airCopa="0"
airLet="0" airLip="0" airSol="0" moldName="" moldDens="0" moldCond="0" moldCopa="0"
moldLet="0" moldLip="0" moldSol="0" castName="" castDens="0" castCond="0" castCopa="0"
castLet="0" castLip="0" castSol="0" coreName="" coreDens="0" coreCond="0" coreCopa="0"
coreLet="0" coreLip="0" coreSol="0" chillName="" chillDens="0" chillCond="0"
chillCopa="0" chillLet="0" chillLip="0" chillSol="0" riserName="" riserDens="0"
riserCond="0" riserCopa="0" riserLet="0" riserLip="0" riserSol="0" otherName=""
otherDens="0" otherCond="0" otherCopa="0" otherLet="0" otherLip="0" otherSol="0"
otherName2="" otherDens2="0" otherCond2="0" otherCopa2="0" otherLet2="0" otherLip2="0"
otherSol2="0" tempInit="0" tempEnv="0" initChillCheck="" initCoreCheck=""
initMat1Check="" initMat2Check="" gx1="0" heatResistance="0" timeTotal="0" timeInt="0"
Stop="" reStart="" TopRiser="1" CastMaterial="1"/>
```


并且向数据库中插入了新任务的信息，通过查询名称为 test 的任务验证这一点：



```
mysql> select * from Tasks where name = 'test';
+----+------+------+---------+---------+--------+
| ID | User | Name | ModFile | VarFile | Status |
+----+------+------+---------+---------+--------+
|  6 |    1 | test |         | NULL    |      0 |
+----+------+------+---------+---------+--------+
1 row in set (0.01 s)
```

新建任务::任务参数确认



请确认各参数数是否正确。
如不正确返回修改。
确定后点击完成。
如有问题，请与我们联系。

任务名称：test　文件类型：类型一　修改
压铸：是　铸件文件：22K　修改
冒口文件:未上载
网格步长：　X: 1　Y: 1　X: 1　修改
吃沙量控制1：　X: 10　Y: 10　X: 10
吃沙量控制2：　X: 10　Y: 10　X: 10
剖分选项：X向对称

热物性参数　修改

索引 名称	密度	导热系数	比热	潜热	液相线温度	固相线温度
空气	0	0	0	0	0	0
砂型	0	0	0	0	0	0
铸件	0	0	0	0	0	0
砂芯	0	0	0	0	0	0
冷铁	0	0	0	0	0	0
冒口	0	0	0	0	0	0
其他1	0	0	0	0	0	0
其他2	0	0	0	0	0	0

其他参数　修改
浇注温度：1000
环境温度：0　砂芯起始温度：　其他2起始温度：0
临界固相率：0　液态收缩率：0　砂型/铸件热阻：0
解算时间：10　完全凝固后停止运算：否　保存重启动信息：是
间隔时间：1　设置顶冒口：否　铸件材料：铸钢件

<<上一步 单击“上一步”修改。单击“完成”结束。　完成>>

图 6.6-18　任务参数确认界面

（4）任务管理

生成新的计算任务后，程序跳转到任务列表页面，向用户详细显示所有任务的信息，并且给用户提供管理任务的途径。程序自动判断计算任务所处的状态，任务处于不同的状态提供不同的操作。比如，任务开始计算以前可以进行修改，开始计算后就不再提供修改的操作，计算完成后提供结果文件供下载。任务列表如图 6.6-19 所示。从图中可以看出，名称为 test 的任务已被建立。

管理计算任务



在这里您可以对您的计算任务进行管理。
可以对计算任务进行查询。
可以对计算任务进行删除。
可以对计算任务进行修改。

您的计算任务：

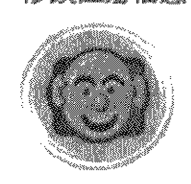
abcd	查询	修改	删除
cdef	查询	修改	删除
t	查询	修改	删除
s	查询	修改	删除
test	查询	修改	删除

图 6.6-19　任务列表界面

(5) 其他功能

修改注册信息功能的界面如图 6.6-20 所示。

修改注册信息



在这里您可以对您的注册信息进行修改。

可以修改您的昵称。

可以修改您的密码。

可以修改您的其它信息。

修改您的注册信息:

用户名

密码

密码确认

【修改吧】

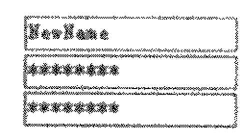


图 6.6-20 修改注册信息界面

输入新的用户名和密码后提交，即可更改。

(6) 整体外观

凝固模拟系统网站的整体外观如图 6.6-21 所示。

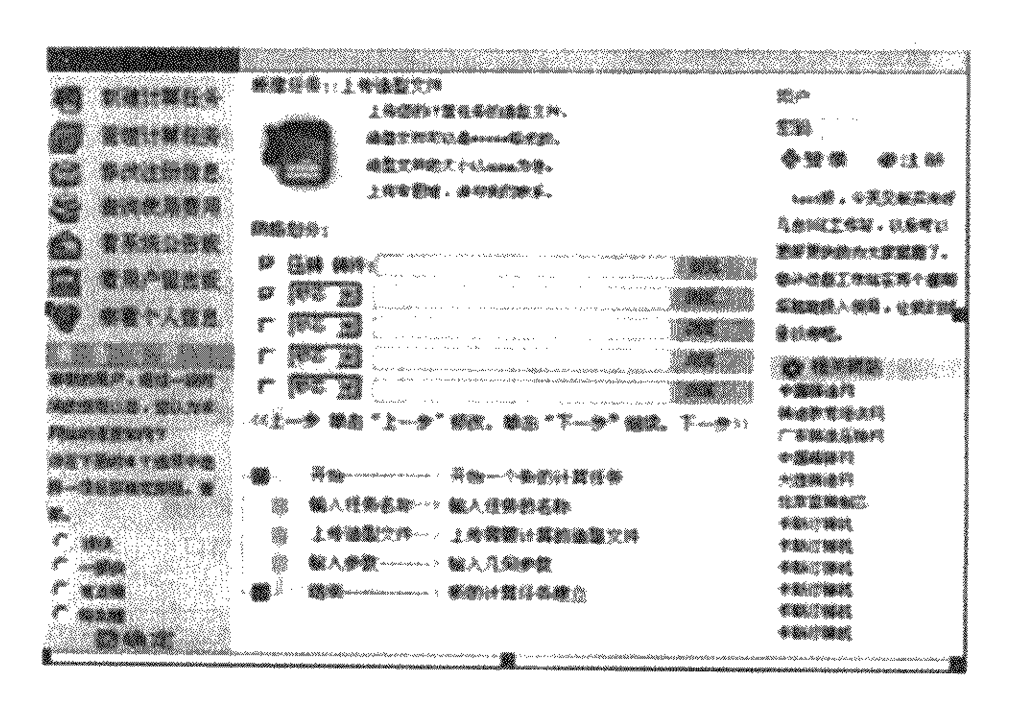


图 6.6-21 网站整体外观

5 小结

在制造领域推广并行工程，可以显著缩短新产品开发周期，提高产品竞争能力。铸造工艺 CAD/CAE 是并行工程应用的技术关键。按照软件工程的方法，分析了铸件凝固过程数值模拟仿真网络化任务的目标、需求，确定了完成任务的方案。介绍了建立在 Linux 平台下的，以 Apache1.3.14 为 WWW 服务器，以 MySql3.23.33 作为数据库，配合 PHP4.0.4pl1 动态服务器语言的开发环境。进行了总体规划和详细划分，并以此为蓝本，设计了数据库结构，制作了用户界面，开发了后台程序，建立了 ASP 模式的铸造工艺 CAE 服务网站。

编写：荆涛（清华大学）

参考文献

1 柳百成，荆涛等编著．铸造工程的模拟仿真与质量控制．北京：机械工业出版社，2001

2 王文清，李魁盛编．铸造工艺学．北京：机械工业出版社．1998

3 柳百成．铸件充型凝固过程国内外研究进展．铸造，1999（8）：40～45

4 李永保，张世新，荆涛，柳百成．铸件模数计算程序的开发研究及其在铸造工艺 CAD/CAE 系统中的应用．中国铸造装备与技术，1996（05）

5 李永保，柳百成，荆涛．三维铸造工艺 CAD 系统的开发．热加工工艺．1996（04）：43～44

6 沈丙振，金平，许庆彦，柳百成．铸造 CAD 的开发与应用研究．铸造技术，2001（04）：32～34

7 罗兰．基于 UG 的三维铸造工艺工装 CAD 系统研究：［硕士学位论文］．北京：清华大学机械工程系，2000

8 戴同．CAD/CAPP/CAM 基本教程．北京：机械工业出版社，1996

9 柳百成，荆涛等．并行工程环境下成形铸件制造工艺 CAD/CAE 系统．高技术通讯，1996（3）：40～42

10 杨济民．机械 CAD/CAE/CAM 软件系统现状综述．计算机辅助设计与制造，1995（11）：21～25

11 刘新宇．基于 SolidEdge 的铸造工艺 CAD/CAE 系统研究：［硕士学位论文］．北京：清华大学机械工程系，1999

12 中国机械工程学会铸造专业学会．铸造手册，第 5 卷，铸造工艺．第 2 版．北京：机械工业出版社，2003

13 王致清．流体力学基础．北京：高等教育出版社，1987

14 楼志诚．冶金传输现象的基本原理与方法．上海：上海科学技术出版社，1997

15 Wang G, Xiong S M, Liu B C, et al. Study on parallel computation technique for mold filling simulation of die casting process by optimizing the computational parameters. INT J CAST METAL RES, 2002, 15 (3): 143～147

16 郭鸿志等．传输过程数值模拟．北京：冶金工业出版社，1998

17 张涵信，沈孟育．计算流体力学：差分方法的原理和应用．北京：国防工业出版社，2003

18 中国人民解放军总装备部军事训练教材编辑工作委员会．计算流体力学及应用．北京：国防工业出版社，2003

19 John D. Anderson, Jr. Computational fluid dynamics: the basics with applications．北京：清华大学出版社；McGraw－Hill，2002.

20 傅德薰，马延文．计算流体力学．北京：高等教育出版社，2002

21 F. Dubois，邬华谟．计算流体力学的新进展：理论、方法和应用．北京：高等教育出版社，2001

22 吴子牛．计算流体力学基本原理．北京：科学出版社，2001

23 刘顺隆，郑群．计算流体力学．哈尔滨：哈尔滨工程大学出版社，1998

24 苏铭德，黄素逸．计算流体力学基础．北京：清华大学出版社，1997

25 陈汉平．计算流体力学．北京：水利电力出版社，1995

26 K. Anzai, E. Niyama, S. Hao. A Casting CAE System with Flow and Solidification Simulation. Proceedings of Modeling of Casting and Solidification Processes 1995

27 W. S. Hwang. 3－D Fluid Flow and Heat Transfer Analysis for the Filling of Casting and Their Experimental Verification, Proceedings of Modeling of Casting and Solidification Processes 1995

28 T. Tsukamoto, K. Anzai, E. Niyama. Mold Filling Analysis Using a New VOF－Based Free Surface Tracing Algorithm. Proceedings of Modeling of Casting and Solidification Process 1995

29 Jindong Zhu, Itsuo Ohnaka. Treatment of Free Surface Boundary Conditions for the Solidification of Mold Filling. Proceedings of Modeling of Casting and Solidification Process 1995

30 Baicheng Liu, Houfa Shen et al. Progress in Numerical Simulation of Solidification Process of Shaped Casting. J. of Mater. Sci. Technol., 1995, 11 (5): 312～324

31 Baicheng Liu, Wei Qiu, Houfa Shen, et al. Study and application of molding filling simulation of shaped casting. J. of MST, 1997, 13 (6. 2): 107～112

32 高志强．铸件充型三维流场模拟：［博士学位论文］．北京：清华大学，1995

33 邱伟．铸造充型过程数值模拟技术的研究：［博士学位论文］．北京：清华大学，1997

34 李晓梅等．可扩展并行算法的设计与分析．北京：国防工业出版社，2000

35 王承尧等．计算流体力学及其并行算法．长沙：国防科技大学出版社，2000

36 杨全，张真著．金属凝固与铸造过程数值模拟，杭州：浙江大学出版社，1996

37 李德元，陈光南编著．抛物型方程差分方法引论．北京：科学出版社，1995

38 李荣华，冯果忱著．微分方程数值解法·第 3 版·北京：高等教育出版社，1996

39 周雪漪著．计算水力学，北京：清华大学出版社，1995

40 Zhang Weishan, Xiong Shoumei and Liu Baicheng, "Study on a CAD/CAE system of die casting", Journal of Materials Processing Technology, 1997, 63 (1～3): 707～711

41 Zhang Weishan, Jia Liangrong, Xiong Shoumei and Liu Baicheng, "Mold filling simulation of die casting process by parallel computation technique", Proceedings of the Fifth Asian Foundry Congress, Sept.23rd－25th, 1997, Nanjing, P.R.China, 64～73

42 吴亮，熊守美，柳百成．应用分数步长法进行压铸过程温度场数值模拟研究．铸造，1998（11）：15～19

43 L.R.Jia, S.M.Xiong and B.C.Liu, Study on Computational Efficiency of Heat Transfer Simulation in Die Casting Process, 4th Pacific Rim International Conference on Modeling of Casting & Solidification Process, 1999 (9): 5～8, Seoul, Korea

44 Xiong SM, Lau F, Lee WB, et al. Numerical methods to improve the computational efficiency of thermal analysis for the die casting process, J MATER PROCESS TECH, 139 (1－3), 2003, 457－461

45 李朝霞，熊守美，刘文辉，柳百成．压铸镁合金模具温度场分布的研究，铸造，2003，Vol.52（6）：400～404

46 李永强，熊守美，彭劲松，凝固过程温度场的分区域计算，清华大学学报（自然科学版），2003，43（2）：211～213，221
47 Shoumei XIONG，Yongqiang LI and Jingsong PENG，Zone partitioning computation technique during solidification simulation of sand casting process，INT J CAST METAL RES 2002，15（4）：385～388
48 康进武，熊守美，柳百成，采用多热节和即缩即补方法预测铸钢件缩孔的研究，铸造，2000，49（8），478～481
48 李文珍，柳百成，王春乐，铸钢件缩孔缩松形成预测的试验研究，铸造技术，1995（4）：37～41
50 贾保仟，熊守美，柳百成，铸件凝固过程孤立域动态划分及缩孔缩松数值模拟，铸造技术，1996（5）：15～17
51 贾宝仟，铸钢件热裂预测及其数值模拟．［博士学位论文］．北京：清华大学，1996
52 田学雷，李光友，李成栋，王桂进，铸钢件缩松判据的改进，铸造，2001，50（6）：346～348
53 李文珍．铸件凝固过程微观组织及缩孔缩松形成的数值模拟研究．北京：清华大学［博士论文］.，1995
54 赵海东．球墨铸铁微观组织形成及收缩缺陷预测数值模拟的研究．北京：清华大学［博士论文］，2001
55 闻星火．低压铸造充型与凝固过程数值模拟研究．［博士论文］．北京：清华大学，1997
56 闻星火，熊守美，童本行，柳百成等，低压铸造铝合金轮毂充型模拟实用化研究，特种铸造及有色合金，1999（2）：49～51
57 S.M.Xiong，X.H.Wen，and B.C.Liu，Study on numerical simulation of mold-filling and solidification of low pressure die-casting process，4th Pacific Rim International Conference on Modeling of Casting & Solidification Process，September 5～8，1999，Seoul，Korea
58 Brain G.Thomas，Avijit Moitra，Hong.Zhu.Coupled Thermo－Mechanical Model of Solidifying Steel Shell Applied to Depression Defects in Continuous－Cast Slabs.In：M.Cross and J.Compbell，eds.Proceedings of Modeling of Casting，Welding and Advanced Solidification Processes VII.London：The Minerals，Metals & Materials Society，1995，241～248
59 郑贤淑，姚山，金俊泽．铸型阻碍应力计算模型的研究．大连理工大学学报，1996，36（6）：687～691
60 康进武，熊守美，柳百成．铸钢应力框凝固过程三维热应力数值模拟．铸造，1999（1）：23～26
61 Kang Jinwu，Liu Baicheng and Xiong Shoumei，Numerical Simulation Of Thermal Stress Of Shaped Casting Based On Rheological Model，J.Mater.Sci.Technol.，1999.Vol 15，No.3，267～270
62 李培锋，孙立斌，康进武、柳百成，基于微机的铸件凝固过程应力数值模拟及工程应用、铸造技术，2001（03）：5～8
63 R.S.Ransing，R.W.Lewis.A Thermo－Elasto－Plastic Analysis for Determining Air Gap and Interfacial Heat Transfer Coupled with the Lewis－Ransing Correlation for Optimal Feeding Design.In：B.G.Thomas and C.Beckmann，eds.Modeling of Casting，Welding and Advanced Solidification Processes VIII.New York：The Minerals，Metals & Materials Society，1998.731～738
64 M.Cross，C.Bailey，K.A.Pericleous，et al.Computational Modeling of Interacting Phenomena in the Shape Casting Process.In：B.G.Thomas and C.Beckmann，eds.Modeling of Casting，Welding and Advanced Solidification Processes VIII.New York：The Minerals，Metals & Materials Society，1998.787～794
65 M.Cervera，C.Agelet De Saracibar，M.Chiumenti.Coupled Thermo－Mechanical Simulation of Industrial Solidification Processes.In：B.G.Thomas and C.Beckmann，eds.Modeling of Casting，Welding and Advanced Solidification Processes VIII.New York：The Minerals，Metals & Materials Society，1998.747～754
66 Oliver Jaouen，Michel Bellet.A Numerical Mechanical Coupling Algorithm for Deformable Bodies：Application to Part/Mold Interaction in Casting Process.In：B.G.Thomas and C.Beckmann，eds.Modeling of Casting，Welding and Advanced Solidification Processes VIII.New York：The Minerals，Metals & Materials Society，1998.739～746
67 程军，程眉，党惊知．Al－4.87%Si 合金准固态流变性能研究．铸造技术，1995（5）：45～47
68 李德富，林柏年．铸钢流变性能的实验研究．金属学报，1995，31（8）：B389～393
69 陈瑶，柳百成．铸造过程应力场数值模拟集成化技术的研究．铸造，1997（3）：1～4
70 陈瑶．铸件凝固过程温度场、应力场数值模拟技术的研究：［博士学位论文］．北京：清华大学机械工程系，1997
71 程军，程眉，党惊知等．铝合金铸件凝固过程热应力数值模拟．特种铸造及有色合金，1995（5）：1～4
72 Jia Baoqian，Liu Baicheng，Study on Prediction of Hot Tearing Tendency of Steel Casting and Its Application. In：Liu Baicheng and Jing Tao，eds.Proceedings of the 3rd Pacific Rim International Conference on Modeling of Casting and Solidification Processes，Beijing：International Academic Publishers，1996
73 Y.Chen，J.W.Kang，B.C.Liu，Study on Residual Stress of Cylinder Block Casting by Using An Integrated FDM/FEM System.In：B.G.Thomas and C.Beckmann，eds.Modeling of Casting，Welding and Advanced Solidification Processes VIII.New York：The Minerals，Metals & Materials Society，1998
74 Jinho Lee，Ki－Young Hwang.A Hybrid Numerical Analysis of Heat Transfer and Thermal Stress in a Solidifying Body Using FVM and FEM.Int.J.Engng Sci，1996，34（8）：901～922
75 Taylor，C.Bailey，M.Cross.A Three Dimensional Finite Volume Approach to the Thermo-Mechanical Modeling of the Shape Casting of Metals.In：B.G.Thomas and C.Beckmann，eds.Modeling of Casting，Welding and Advanced Solidification Processes VIII.New York：The Minerals，Metals & Materials Society，1998
76 J.Hattel，J.Thorborg，S.Anderson.Stress/Strain Modeling of Casting Processes in the Framework of the Control-Volume Method.In：B.G.Thomas and C.Beckmann，eds.Modeling of Casting，Welding and Advanced Solidification Processes VIII.New York：The Minerals，Metals & Materials Society，1998
77 Kiminori Nakayama，Masao Kinefuchi，Kazuyuki Tsutsumi.A Measurement of Critical Strain for Internal Crack in Continuously Cast Slabs.In：B.G.Thomas and C.Beckmann，eds.Modeling of Casting，Welding and Advanced Solidification Processes VIII.New York：The Minerals，Metals & Materials Society，1998
78 Chingping Tong，Kenji Yokomizo，Manabu Kagawa.Analysis of Thermal Stress and Deformation in Continuous Casting.eds.In：E.Niyama and H.Kodama，eds.Proceedings of the 2nd Pacific Rim International Conference on Modeling of Casting and Solidi-

fication Processes, Japan: 1995.51~59

79 Li, Yimin Ruan, Integrated Finite Element Model for Transient Fluid Flow and Thermal Stresses during Continuous Casting. Journal of Thermal Stresses. 1995, 18 (3): 359~381

80 Kyung-Hyun Kim, Yong-Gi Lee, Heung Nam Han, et al. Coupled Analysis of Heat Transfer and Deformation Behavior in Continuously Cast Beam Blank. In: E. Niyama and H. Kodama, eds. Proceedings of the 2nd Pacific Rim International Conference on Modeling of Casting and Solidification Processes, Japan: 1995.37~50

81 J.M. Drezet, M. Rappaz. Modeling of Ingot Distortions during Direct Chill Casting. Metallurgical and Materials Transactions A, 1996, 27A: 3214~3225

82 J.M. Drezet, M. Rappaz. Study of Hot Tearing in Aluminum Alloys Using the Ring Mold Test. In: B.G. Thomas and C. Beckmann, eds. Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes VIII. New York: The Minerals, Metals & Materials Society, 1998, 883~890

83 Baicheng Liu, Houfa Shen, Wenzhen Li. Progress in Numerical Simulation of Solidification Process of Shaped Casting. J. Mater. Sci. Technol, 1995 (11): 313~322

84 J.W. Kang, Y. Chen, B.C. Liu. Study on Stress-Strain Simulation of Cast Steel Test Bar by Rheological Model. In: B. G. Thomas and C. Beckmann, eds. Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes VIII. New York: The Minerals, Metals & Materials Society, 1998

85 靳红梅，萧柯则．缩变场数值模拟的研究及热裂判据的建立．铸造，1996，(10)：13~16

86 胡汉起编著．金属凝固原理．第2版．北京：机械工业出版社，2000

87 金俊泽，王宗廷，郑贤淑，姚山．金属学报．1998 (34) 9：928~932

88 焦玉宁．微观组织模拟及面向“并行工程”的铸件CAD/CAE．清华大学博士后研究报告．1997年10月

89 冯伟明．CA方法模拟铝合金微观组织及并行算法：[工学硕士学位论文]．北京：清华大学，2002

90 G.Y. Zhang, T. Jing, B.C. Liu. The 5th Pacific Rim International Conference on Modeling and Simulation of Advanced Solidification and Casting, Nagoya, Japan, 2002

91 张光跃．相场方法模拟铝合金微观组织研究．[工学博士学位论文] 北京：清华大学，2002年4月

92 B.C. Liu, H.D. Zhao, W.Y. Liu, D.T. Wang. The 6th Symposium on Science and Processing Cast Iron, Birmingham, AL. USA, Sep.28 - Oct.7 1998

93 A. Kagawa, Y. Ohta. Physical Metallurgy of Cast Iron V (MRS), ed. G. Lesoult, J. Lacaze. 1997, Switzerland, 529-534

94 H.D. Zhao, B.C. Liu. ISIJ Inter., 41 (9), 2001, 986~991

95 赵海东．球墨铸铁微观组织形成以及收缩缺陷预测数值模拟的研究：[工学博士学位论文]．北京：清华大学，2001

96 Stephen H. Davis. Theory of Solidification. Cambridge; New York: Cambridge University Press, 2001

97 Nikolas Provatas, Nigel Goldenfeld, and Jonathan Dantzig. Efficient Computation of Dendritic Microstructures using Adaptive Mesh Refinement. Physical Review Letters, 1998, 80: 3308~3311

98 P. - R. Cha, D. - H. Yeon, J. - K. Yoon. A Phase Field Model for Isothermal Solidification of Multicomponent Alloys. Acta mater. 49 (2001) 3295-3307

99 M.R. Jolly, S.W. Wen, J. Campbell. An overview of numerical modelling of casting processes. Proceedings of the international conference on MSMM. Beijing, 1996

100 [美国] Steve Shah. Linux. 管理员指南．杨涛泽．北京：机械工业出版社，2001

101 杨文志．深入 Linux 建构与管理．第2版．北京：中国青年出版社，2001

102 Mohammed J. Kabir. Apache 服务器实用大全．北京：中国水利水电出版社，1999

103 刘树春，徐延明，于德海．用 Apache 建立 Web 站点．北京：电子工业出版社，2001

104 Charles Aulds. Linux Apache Web Server Administration. 北京：电子工业出版社，2001

105 王成春，周文玲编．MySQL 数据库大进击．北京：科学出版社，2001

106 马跃虹主编．MySQL 与电子商务．成都：西南交通大学出版社，2001

107 Boris Erdmann, Kristian ntopp, Sascha Schumann. PHP Base Library Documentation. Release PHPLIB—7, 2000. chapter 5.1~5.7

108 Tobias Ratschiller, Till Gerken PHP 4.0 Web 开发技术指南．北京：机械工业出版社，2001

109 Jesus Castagnetto. PHP 高级编程．北京：机械工业出版社，2001

110 Leon Atkinson. PHP 4 核心编程第2版．北京：中国水利水电出版社，2001

111 Furht, Borko. Innovative Internet architecture for application service providers. Jan 4 - Jan 7 2000 2000 IEEE p 157

112 张海潘主编．软件工程导论．第3版．北京：清华大学出版社，1998

113 郑人杰，殷人昆主编．软件工程概论．北京：清华大学出版社，1998

114 吴钦藩主编．软件工程——原理、方法与应用．北京：人民交通出版社，1997

中 国 材 料 工 程 大 典
CHINA MATERIALS ENGINEERING CANON
第19卷 材料铸造成形工程（下）

第7篇

铸造生产质量检测及控制

主　编　黄天佑
编　写　陈　祥　关　键
　　　　陆铭惠　康进武
审　稿　中国材料工程大典编委会

中国机械工程学会
中国材料研究学会
中国材料工程大典编委会

第1章　温度检测

1　温度与温标

1.1　温度

温度是表征物体冷热程度的一个状态参数，是物体分子平均动能的标志，表征了物体内部粒子运动状态的特征，是热工参数中最为重要的一个测量值，是国际单位制中七个基本物理量之一。铸造生产中几乎所有生产过程都需要进行温度测量，其测量的准确性在很大程度上直接影响了铸造生产过程的控制，并影响最终铸件的质量。

温度检测是建立在热平衡定律基础上的。人们根据物体冷热程度的不同、物体间的热交换或某些随温度变化的物理性质，利用标准温度检测仪表与被测物体进行热交换，通过与被测物体建立热平衡来确定被测物体的温度。这些物理性质包括酒精、水银、气体的热膨胀，双金属片的热胀冷缩造成的热膨胀差，某些金属或非金属导体受热后产生电动势，某些固体材料的电阻在受热或受到光辐射后发生变化，某些材料的塑性变形量在温度变化时会发生改变，某些物质在不同温度下会发生化学或物理变化而呈现不同的颜色等。

温度检测仪表（或温度计）可以根据检测方式不同而分为两大类。一类是温度敏感部件直接与被测物体接触，利用传导和对流进行热交换，当传感器与被测物体达到热平衡时，传感器所感知的温度就是被测物体的温度。接触式温度计的典型代表主要有玻璃液体温度计、热电阻、热电偶、石英晶体温度计等，测量范围为 -270～2 800℃。其优点是结构简单、价格低廉、使用方便、测量精度较高，是目前应用最多最广的温度检测仪表。其不足之处在于感温材料直接与被测物体接触，受材料本身承受温度的限制而不能测量高温或易被介质污染；当被测物体较小时，其温度分布会受传感器的影响；检测时易受电磁干扰等。

另一类是温度敏感部件不直接与被测物体接触，而是利用光和热辐射原理，将被测物体的辐射能量通过适当的方式聚集并投射在光敏或热敏元件上，热能转换为弱电信号输出以测定被测物体的温度。非接触式温度计主要有光学高温计、比色温度计、辐射高温计等，测温范围为 -50～4 000℃。其优点是温度响应快、对被测对象干扰小、测温范围广、无需保护套管、仪表寿命长，特别适用于测量高温、运动的被测对象和有强电磁干扰、强腐蚀的场合。缺点是仪表结构复杂、价格昂贵、使用方法较为复杂，测量精度相对较低。

接触式和非接触式温度计的分类、原理及其测温范围见表 7.1-1。

1.2　温标

温标是表示温度高低的尺度，是温度传递的标准，是温度传感器与测温仪表进行分度的依据。

1.2.1　经验温标

经验温标是在出现了相当精确的水银温度计后建立的实际可行的温标。

1706 年 Daniel Fahrenheit 提出了华氏温标，即以水和氯化铵融体温度为 32，正常人的体温为 96，后又改为冰水混合物融体温度为 32，水的沸点为 212，中间等分为 180 份，每份为 1 度，以°F 表示。

表 7.1-1　温度检测仪表的分类、原理及测温范围

测量方式	适用场合	类别	原理	常用测温范围/℃	可能测温范围/℃	代表性产品
接触式	1）中、低温区 2）静止对象 3）精确度要求较高的场合 4）一般场合	膨胀类温度计	利用液体、气体、双金属的热膨胀或物质的饱和蒸汽压	-80～600	-100～600	双金属温度计
				-100～600	-120～600	压力式温度计
				-100～600	-200～600	玻璃液体温度计
		热电阻类温度计	利用固体材料的电阻值在受热时发生变换	-200～650	-258～1 200	铂热电阻
				-50～150	-200～150	铜热电阻
				-60～180	-150～300	镍热电阻
				-40～50	-50～300	热敏电阻
				-270～0	—	低温热电阻
		热电偶类	利用热电效应	0～1 800	—	铂铑 30-铂铑 6
				0～1 350	0～1 600	铂铑 10-铂
				0～1 100	0～1 350	镍铬-镍硅（铝）
				0～800	-200～800	镍铬-考铜
				-200～400	—	铜-康铜
				-270～0	—	金铁
				1 000～2 800	—	钨铼
		其他电学类	利用物质的电参量随温度的变化			石英晶体温度计
						温敏半导体
						温敏 IC

续表 7.1-1

测量方式	适用场合	类别	原理	常用测温范围/℃	可能测温范围/℃	代表性产品
接触式	1）中、低温区 2）静止对象 3）精确度要求较高的场合 4）一般场合	显色类	利用物质的化学或物理变化在不同温度下产生不同的颜色			液晶示温卡
						示温涂料
						示温笔
						示温标贴片
		变形类	利用材料的塑性变形量与温度间的关系			塞格熔锥
非接触式	1）中、高温区 2）运动对象 3）仅需要有较好重复性的场合 4）需要快速响应的场合 5）微小目标 6）无法直接达到的远距离 7）有强烈电磁干扰 8）保护管难以稳定工作 9）其他特殊场合	光纤类	利用光纤收集辐射能量或利用光纤的光学特性随温度的变化规律	—	200～4 000	光纤辐射温度计
				—	0～200	液晶光纤温度计
				—	0～400	相位干涉型光纤温度计
		辐射类	利用普朗克辐射定律	800～3 200	700～3 200	光学高温计
				100～2 000	100～3 200	全辐射高温计
				0～1 500	-50～3 200	部分辐射高温计
				50～2 000	50～3 200	比色温度计
				—	-170～2 000	热像仪

1730年 Rankine 确立了兰氏温标，提出以水的冰点温度为1 000，水的沸点为1 080，中间等分为80份，每份为1度，以°R表示。

1794年 Anders Celsius 提出了摄氏温标，以水的冰点温度为0，水的沸点为100，中间等分为100份，每份为1度，以℃表示。

三个经验温标间的相互换算关系如下：

$$℃ = 5/4°R = 5\ (°F - 32)\ /9 \qquad (7.1\text{-}1)$$

1.2.2 热力学温标

根据卡诺原理，热机自温度为 T_1 的高温热源获得热量 Q_1，做功后温度为 T_2，向低温热源释放热量 Q_2，Kelvin 据此提出了热力学温标，因此热力学温标也成为 Kelvin 温标。

Kelvin 温标的表达式为

$$T = \frac{Q}{Q_1 - Q_2}(T_1 - T_2) = \frac{Q}{Q_1 - Q_2}n \qquad (7.1\text{-}2)$$

式中，T_1 和 T_2 分别为定义温度的固定点，一般取冰水混合物融点 T_2 及水的沸点 T_1 为参考点，$n = T_2 - T_1$。当 Q_2 趋近于0时，温度 T_2 趋近于一个最小值，定义为物质的热力学温度。

Kelvin 温标只与热量有关，而与介质的物理性质无关，是理想的热力学温标。

1.2.3 理想气体温标

理想气体温标是根据气体温度计定义的，其原理是当气体容积不变时，定量的理想气体的压强与热力学温度成正比（定容气体温度计）；当压强不变时，定量的理想气体的体积与热力学温度成正比（定压气体温度计）。通常采用接近理想气体的氢、氦等作为气体温度计的工作介质。理想气体温标的表达式为

$$T = \frac{pV}{p_1 V_1 - pV}n \qquad (7.1\text{-}3)$$

式中，p 为定量的理想气体在任意温度时的压强；V 为定量的理想气体在任意温度时的体积；p_1 为定量的理想气体在定义温度的固定点的压强；V_1 为定量的理想气体在定义温度的固定点的体积；

$n = T_2 - T_1$，T_1 和 T_2 分别为定义温度的固定点。

气体温度计定义的理想气体温标，与热力学温标极为接近。

气体温度计构造十分复杂，使用条件极为严格，一般仅用于基准器来复现热力学温标。

1.2.4 国际温标

热力学温标和理想气体温标实现起来非常复杂，使用条件也极为严格，为了便于复制和统一温度的量值，定义并使用了国际温标（ITS）。实现国际温标需要三个条件：①定义温度的固定点，一般利用水、纯金属或液态气体的状态变化。②复现温度的标准器，通常采用标准铂电阻、标准铂铑热电偶及标准光学高温计。③定义温度的固定点之间计算温度的内插方程式。

ITS是一项国际协议，用于确立温度测量的统一性。ITS-90是国际计量委员会根据1987年第18届国际计量大会第七号决议的要求于1989年会议通过的，并于1990年1月1日起生效。

ITS-90定义了17个固定点（见表7.1-2）作为基础层，以4个温度范围定义温度，各温度范围均有相应的内插工具和内插公式。ITS-90的适用范围是：从0.65 K至按普朗克定律使用单色辐射实际可测量的最高温度。

ITS-90在0.65 K～5.0 K之间，由 ^3He 和 ^4He 的蒸气压-温度方程式来定义；在3.0 K～24.556 K（Ne三相点）之间，由氦气体温度计来定义；在13.803 3 K（平衡氢三相点）～1 234.93 K（Ag凝固点）由铂电阻温度计定义，它是使用一组规定的定义固定点和相对应的规定的内插方法来分度的。在1 234.93 K（Ag凝固点）以上，ITS-90采用一个定义固定点和普朗克辐射定律来定义。

表 7.1-2　ITS－90 的 17 个定义固定点

序号	温度 T_{90}/K	温度 T_{90}/℃	物质[①]	状态	备注
1	3～5	－270.15～268.15	He	V	V 为蒸气压点；T 为三相点（即固相、液相、气相三相平衡点）；G 为气体温度计点；M、F 为熔点和凝固点，在 101 325 Pa压力下，固相、液相的平衡温度。
2	13.803 3	－259.346 7	$e-H_2$	T	
3	≈17	≈－256.15	$e-H_2$（或 He）	V（或 G）	
4	≈20.3	≈－252.85	$e-H_2$（或 He）	V（或 G）	
5	24.556 1	－248.593 9	Ne	T	
6	54.358 4	－218.796 1	O_2	T	
7	83.805 8	－189.344 2	Ar	T	
8	234.315 6	－38.834 4	Hg	T	
9	273.16	0.01	H_2O	T	
10	302.914 6	29.764 6	Ga	M	
11	429.748 5	156.598 5	In	F	
12	505.078	231.928	Sn	F	
13	692.677	419.527	Zn	F	
14	933.473	660.323	Al	F	
15	1 234.93	961.78	Ag	F	
16	1 337.33	1 064.18	Au	F	
17	1 357.77	1 084.62	Cu	F	

① 除^{3}He 外，其他物质均为自然同位素成分；$e-H_2$ 为正、仲分子态处于平衡浓度时的氢。

2　膨胀类温度计

膨胀类温度计是利用感温工作介质受热膨胀（体膨胀或线膨胀）的原理而设计和工作的。按结构分类，可分为玻璃液体温度计、双金属温度计和压力式温度计。

2.1　玻璃液体温度计

玻璃液体温度计是一种应用最为广泛的测温仪器，具有结构简单、使用方便、测量精确度较高、成本低廉、测温范围较宽等优点，是其他温度计所无法比拟的，因而在石油、化工、医疗卫生、制药、农业和气象等工农业生产和科学研究领域得到了广泛应用；其缺点是玻璃管容易损坏、零点容易漂移、热惯性大、灵敏度不高、测量数据不能自动记录并传递、超量程防护能力差以及水银温度计可能引起汞中毒等。

2.1.1　结构与分类

玻璃液体温度计一般由装有感温介质（或测温介质）的感温泡、玻璃毛细管和刻度标尺三部分组成，有的玻璃温度计在毛细管上有安全泡和中间泡（见图 7.1-1）。

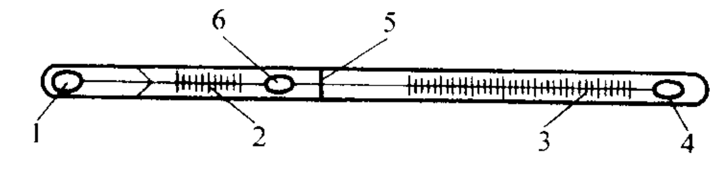
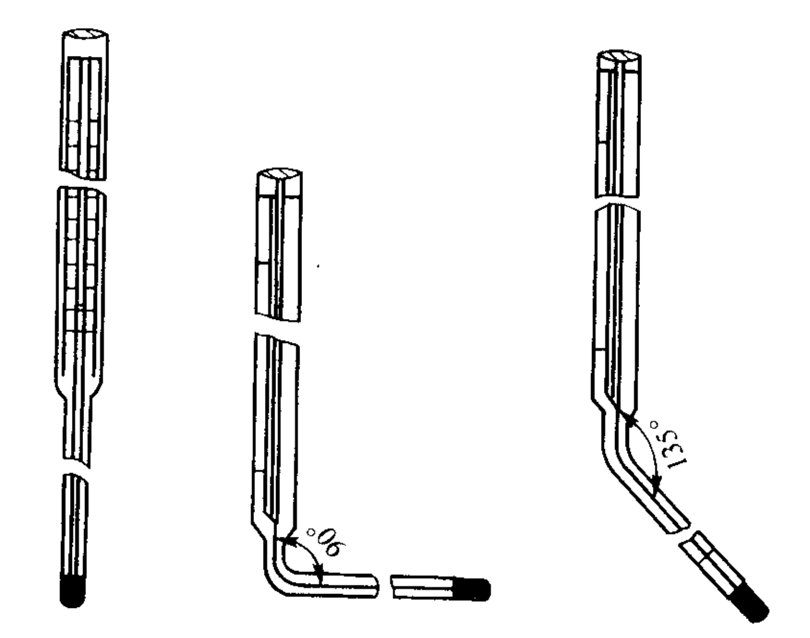


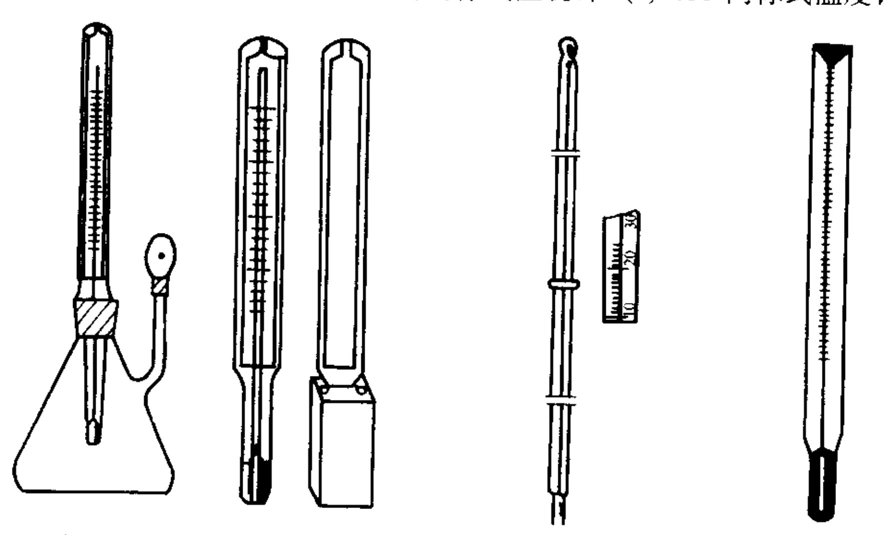
图 7.1-1　玻璃液体温度计的结构
1—感温泡；2—辅助标尺；
3—主标尺；4—安全泡；5—浸没线；6—中间泡

感温泡位于温度计下端，是玻璃液体温度计的感温部分。感温液是封装在温度计感温泡内的感温介质，具有体膨胀系数大、黏度小、高温蒸气压低、化学性质稳定、不变质以及在较宽的温度范围内能保持液态等特点。玻璃液体温度计的感温介质一般为汞、汞铊、甲苯、乙醇、煤油、石油醚以及戊烷等。玻璃毛细管是连接在感温泡上的空心细玻璃管，感温液体随温度的变化而在内移动。刻度标尺是用于读数的，一般是将分度线直接刻在毛细管表面、将标尺板放置在毛细管后面封装在玻璃套管中或将标尺板直接紧靠在毛细管后面。安全泡是指位于玻璃毛细管顶端的扩大泡，其作用有两个：一是当被测温度超过温度计的上限时用来容纳感温介质；二是便于接上中断的液柱。通常安全泡的容积大约为毛细管的容积的 1/3。中间泡是为了提高示值的准确性。对于比较精密的温度计还设有辅助标尺，是位于中间泡下面的零位线，用于检查温度计的零位变化。

玻璃液体温度计按用途一般分为：工业玻璃温度计（见图 7.1-2）、实验玻璃温度计和标准玻璃温度计；按结构一般分为：棒式玻璃温度计、内标式玻璃温度计和外标式玻璃温度计以及电接点式玻璃温度计（用来进行简单的温度调节和报警，见图 7.1-3）；按感温介质材料一般分为：玻璃水银温度计（测温范围为－30～600℃）和玻璃有机液体温度计（测温范围为－100～75℃）；如果按使用时的浸没方式又可分为：全浸式温度计和局浸式温度计。



(a) 内标式温度计　(b) 直角内标式温度计　(c) 135 内标式温度计



(d) 磨口温度计　(e) 粘贴温度计　(f) 棒式竹节温度计　(g) 棒式三角温度计

图 7.1-2　工业玻璃液体温度计

2.1.2　工作原理

玻璃液体温度计的工作原理是利用玻璃感温泡内的感温介质受热膨胀、遇冷收缩的原理来进行温度测量的。当感温泡在被测介质中受到温度变化的作用后，感温介质开始膨胀（或收缩），沿着毛细管上升（或下降），在刻度标尺上直接显示温度变化数值。

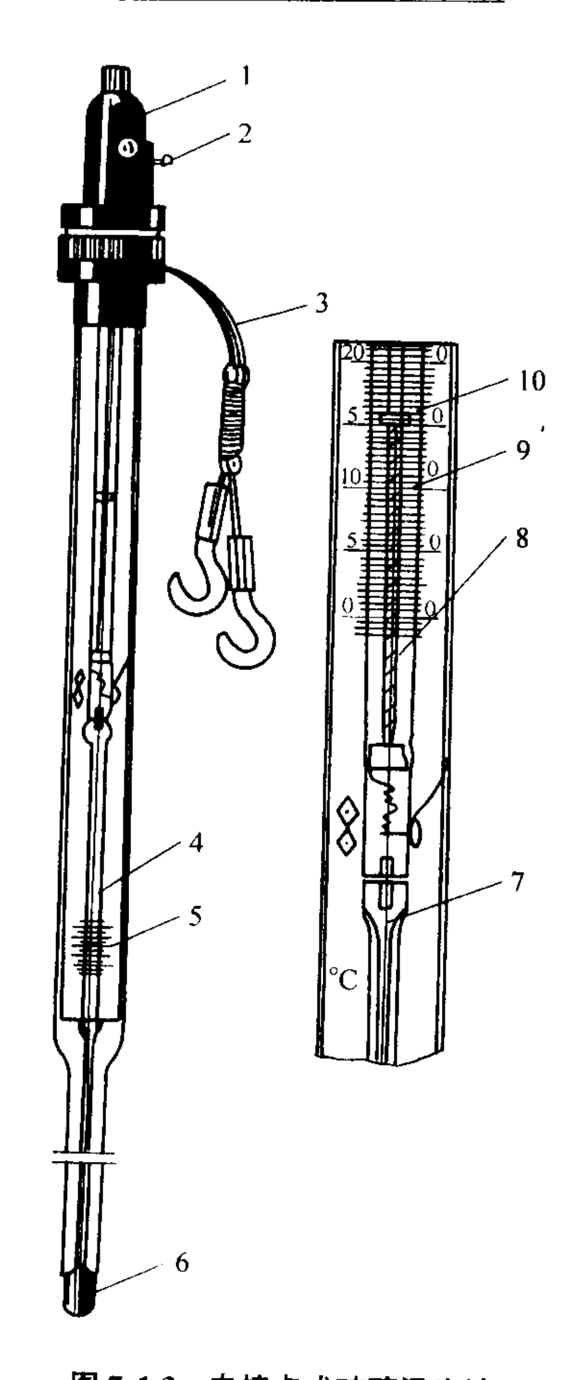


图7.1-3　电接点式玻璃温度计

1—调节磁钢；2—磁钢固定螺钉；3—信号线；4—测量毛细管；5—指示标尺；6—感温泡；7—钨丝；8—调节杆；9—设定标尺；10—指示螺母

假设感温介质在0℃时的体积为V_0，液柱顶端在零标线处；温度计受热后，温度上升到t℃，液柱上升高度为l，如果忽略毛细管的膨胀，同时假定体膨胀系数与温度无关，则

$$l=\frac{V_0(1+\alpha_l t)-V_0(1+\alpha_g t)}{\pi r^2}=\frac{V_0(\alpha_l-\alpha_g)}{\pi r^2}t \quad (7.1\text{-}4)$$

式中，r为毛细管的半径；α_l和α_g为感温介质和玻璃的体膨胀系数。

当温度计受热时，感温介质受热膨胀并沿毛细管上升，同时感温泡也因受热膨胀而容积增大，使得感温液柱下降。但由于感温介质的体胀系数大，而玻璃的体胀系数小，其最终结果是感温液柱上升了一段距离。因此，玻璃液体温度计的示值实际上是感温介质体积与玻璃体积变化的差值。

2.1.3　玻璃液体温度计的使用与测量误差分析

使用玻璃液体温度计时的注意事项如下：

1）应根据测量的准确度要求及待测温度的估计值来选取分度值和量程合适的温度计，正常使用的测温范围一般为全量程的30%～90%。

2）应在被测介质与感温介质达到热平衡后（一般需要5～10 min）才能读数。

3）读数时应当注意消除视差，视线应与液柱面位于同一平面内。水银温度计以液柱凸表面的最高点为读数基准；有机液体温度计以液柱凹表面的最低点为读数基准。

4）为了使测量值准确可靠，感温泡应离开被测对象的容器壁一定距离。感温泡必须与被测温度的介质相接触，如果被测介质为液体，则必须在很好的搅拌后才能测量。

5）测量零上较高温度或零下较低温度时，应当事先将温度计预热或预冷。

6）被测介质的容量应超过感温泡容量的几百倍。

7）使用全浸式温度计时，要求温度计插入被测介质的深度应当接近于液柱弯月面所指示的位置（一般要求液柱弯月面高出被测介质表面不得大于15 mm）。全浸式温度计受环境影响较小，测量准确度较高；使用局浸式温度计时，要求温度计插入到温度计本身所标志的固定的浸没位置。局浸式温度计的液柱大部分露在被测介质外，受环境的影响较大，测量精度较低。

玻璃液体温度计的误差来源一般分为两类：一类是在玻璃液体温度计分度或检定时由标准器和标准设备带来的。标准器的误差就是标准器本身的不确定度，标准设备的误差包括电测设备的不确定度以及恒温槽的温度场不均匀性等。这类误差是可以进行估算的；另一类误差是由玻璃液体温度计的特性和测试方法所引起的，必须加以修正。

（1）零位变化对温度示值的影响

零位变化是由玻璃的热后效引起的，是玻璃液体温度计的一项重要误差来源。

当玻璃感温泡所感受的温度逐渐升高时，玻璃分子也随之重新排列。温度升高越多，玻璃的黏滞系数越小，分子排列也进行得越快。温度升高使玻璃感温泡的体积增大，如果此时将温度计从高温介质中取出，突然降温会使玻璃分子的重新排列跟不上温度的变化，使玻璃感温泡的体积不能恢复原状，比使用前稍微大了一些，从而使温度计的零位发生下降。这种零位下降是暂时的，经过一定时间会自然恢复，但需要经历一个极其缓慢的过程，称为零位暂时下降。

由于感温泡随时间增长而收缩，从而引起零位上升，这种上升是不可恢复的，称为零位永久性上升。测温上限在100℃以上的温度计，其零位上升值不应大于分度值的一半。

（2）露出液柱对温度示值的影响

对于全浸式温度计来说，使用时要求整个液柱的温度与感温泡的温度相同。但有时由于条件所限，全浸式温度计可能会作为局浸式温度计来使用，露出液柱的影响会造成温度示值偏低；而对于局浸式温度计，要求使用时浸没线以下的液柱温度与感温泡的温度相同，浸没线以上的液柱温度与检定时的温度值相同。测温时，大于或小于这一浸没线，或者浸没线以上的液柱温度与检定时的温度值不一样，就会产生误差，必须进行修正。

对于全浸式温度计，露出液柱引起的测量误差可用下式进行修正：

$$\Delta T=Kn(t_1-t_2) \quad (7.1\text{-}5)$$

式中，ΔT为温度示值的修正值；K为感温介质对玻璃的视膨胀系数（见表7.1-3）；n为露出液柱部分的长度，以度来表示；t_1为温度计的示值；t_2为露出液柱部分的环境温度。

对于局浸式温度计，露出液柱引起的测量误差仍然可用上式进行修正，不过此时t_1为规定的露出液柱环境温度（一般25℃）。

（3）毛细管不均匀对温度示值的影响

表 7.1-3 各种感温介质在玻璃中的视膨胀系数

使用温度/℃	视膨胀系数 $K/10^{-4}K^{-1}$						
	硼硅质玻璃	其他玻璃					
	汞	戊烷	甲苯	煤油	汞	乙醇	汞铊合金
-180	—	9	—	—	—	—	—
-120	—	10	—	—	—	—	—
-80	—	10	9	—	—	10.4	—
-40	—	12	10	—	—	10.4	1.35
0	1.64	14	10	—	1.58	10.4	—
20	—	15	11	9.2	—	10.4	—
100	1.64	—	—	—	1.58	—	—
200	1.67	—	—	—	1.59	—	—
300	1.74	—	—	—	1.64	—	—
400	1.82	—	—	—	—	—	—
500	1.95	—	—	—	—	—	—

玻璃液体温度计在标尺定点、刻度和检定时，是在几个规定的点上进行的。感温泡温度升高1℃时液柱上升值为

$$l=\frac{(\alpha_l-\alpha_g)}{\pi r^2}V_0 \tag{7.1-6}$$

式中，l 为液柱上升高度；α_l 为感温介质的体胀系数；α_g 为玻璃的体胀系数；r 为毛细管的半径；V_0 为感温介质在0℃时的体积。

当毛细管完全均匀时，标尺定点、刻度和检定是正确的。但实际上毛细管的内径和截面不可能绝对均匀，因而会造成中间刻度有误差。其修正采用线性内插法，修正公式如下：

$$X_m=\frac{X_h-X_l}{T_h-T_l}(T_m-T_l)+X_l \tag{7.1-7}$$

式中，X_m 为中间点修正值；X_h 为比中间点高的检定点的修正值；X_l 为比中间点低的检定点的修正值；T_m 为中间温度点；T_h 为比中间点高的检定点的温度值；T_l 为比中间点低的检定点的温度值。

(4) 标尺位移对温度示值的影响

由于温度计的玻璃受热膨胀导致内标式温度计的标尺与毛细管的相对位置会产生微小变化，从而影响示值的准确度。一般而言由热膨胀引起的标尺与毛细管的位移是可以忽略不计的。

(5) 滞后效应误差

温度计的感温介质与被测介质达到热平衡后，两者温度才相同，但达到热平衡需要一定时间，会产生时间滞后效应误差。

时间滞后效应误差与温度计的种类、长短、感温泡的形状以及玻璃的厚度有关，同时也与被测介质周围的情况、液体或气体的种类以及是否均匀有关，因而在读数时必须要等到温度计与被测介质真正达到热平衡。

(6) 内外压强变化对温度示值的影响

玻璃是一种弹性体，当温度计的内部和外部压强发生变化时，感温泡的体积也随着发生变化，引起温度计分度值的变化。例如当温度计分别处于水平或垂直放置时，感温泡所受的内压强就不同，导致示值也不一样，水平时偏大。又如在高山和平地上测量时，感温泡所受外压强不同，平地时外压强大，会导致示值偏高。

(7) 液柱升降过程中带来的误差

温度计液柱在升降过程中，由于“断柱”、“升华”、“机械惯性”等现象给示值带来难以估计的误差。

2.1.4 玻璃液体温度计故障修复

在温度计使用过程中，常常发生断柱和液柱挂壁等故障，导致温度计指示失真。对于断柱的修复，常用下面几种方法进行修复：

1) 加热法 当毛细管中有液滴或发生液柱中断时，可将温度计逐渐加热，使中断的液柱全部进入安全泡为止。将温度计垂直放置数小时，随着温度降低，感温介质会逐渐回到毛细管中原来的位置。

2) 冷却法 将温度计插入到干冰或冰水、盐的混合物中使毛细管中的液柱下降到零点位置或全部收缩到感温泡中。

3) 离心法 将断柱的温度计放置在离心机中，由于离心作用使断柱与主体液柱连接起来；或者手握温度计的上端，急速甩动或旋转，直到液柱复原。

2.2 双金属温度计

双金属温度计具有结构简单、牢固可靠、维护方便、抗震性好、价格低廉、无汞害、读数指示明显以及可以小型化等优点，在多种场合可以用来代替玻璃液体温度计来使用。

2.2.1 工作原理

双金属温度计利用材料膨胀系数的不同将两层不同的金属（或合金）牢固结合在一起，并将其中一端固定，另一端为自由端。当温度升高时，膨胀系数较大的金属片伸长量较大，必然会导致层压在一起的双金属层向膨胀系数较小的金属片一面弯曲变形（见图 7.1-4）。温度越高，产生的弯曲越大。一般将膨胀系数较大的金属层称为主动层，而将膨胀系数较小的一层称为被动层。

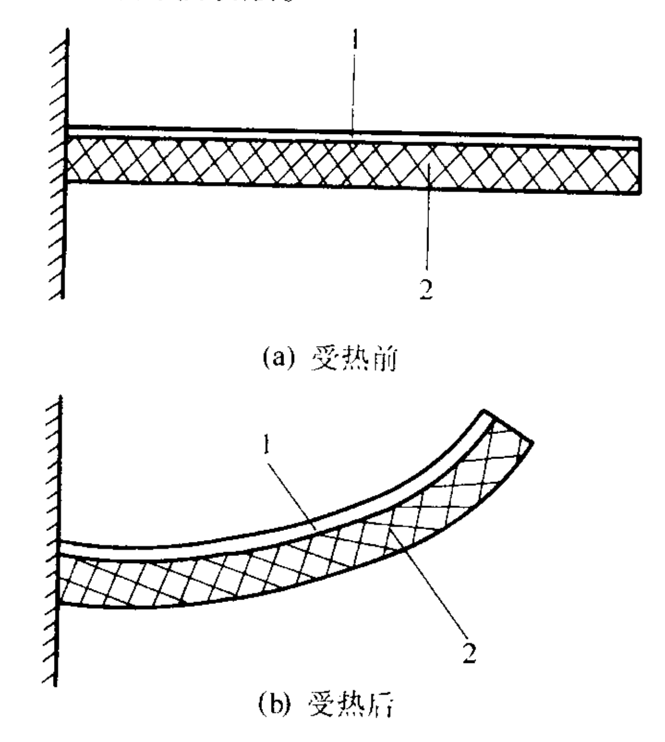


图 7.1-4 双金属片受热变形示意图

1—被动层；2—主动层

2.2.2 结构与分类

双金属温度计一般由外壳、测温体、指示部分以及保护管等部分组成（见图 7.1-5）。测温体采用绕成螺旋形的双金属片制成，其一端固定在温度计的保护管上，另一端为自由端并与细轴相连，细轴的一端装有指针。当被测介质的温度发生变化时，螺旋形双金属片会产生变形，其自由端将绕轴线旋转，带动细轴和指针转动，从而在刻度盘上指示出被测温度。

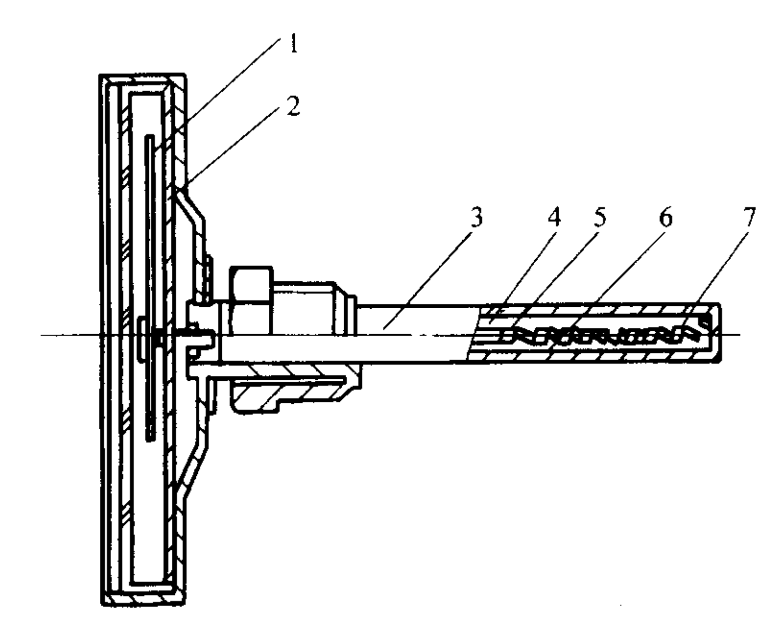


图 7.1-5 双金属温度计的结构示意图

1—指针；2—刻度盘；3—外壳；4—细轴；5—自由端；6—感温元件；7—固定端

双金属温度计一般分为杆形双金属温度计和盒形双金属温度计两类。

杆形双金属温度计根据其结构的不同可以分为四个类型，即普通型双金属温度计、防护型双金属温度计、普通型电接点双金属温度计以及防护（爆）型电接点双金属温度计。每一种类型中，又可以按照指示部分与保护管的连接方式的不同分为轴向型、径向型、135°角型和可调角型四种。具体分类见表 7.1-4。

表 7.1-4 杆形双金属温度计的分类

按结构分类	按指示部分与保护管的连接方式
普通型双金属温度计	轴向型
	径向型
	135°角型
	可调角型
防护型双金属温度计	轴向型
	径向型
	135°角型
	可调角型
普通型电接点双金属温度计	轴向型
	径向型
防护（爆）型电接点双金属温度计	轴向型
	径向型

杆形双金属温度计的外壳直径一般为 60 mm、100 mm 和 150 mm，其保护管直径通常为 4 mm、6 mm、8 mm、10 mm、12 mm，而长度可以根据需要来确定，最长可达 2 000 mm。

杆形双金属温度计的保护管材料一般采用黄铜、碳钢以及不锈钢。黄铜保护管的特点是气密性好、导热性好且具有一定的抗氧化性能，适合于测量中性介质的温度。碳钢保护管可承受较大的压力，但易于氧化，通常也适用于中性介质的温度测量。不锈钢在高温下具有良好的化学稳定性，适合于有腐蚀介质的温度测量。常用材料的保护管所能承受的压力见表 7.1-5。

表 7.1-5 双金属温度计常用的保护管所能承受的压力

材料名称	所能承受的公称压力/MPa
H62 黄铜	40
20# 碳钢	64
1Cr18Ni9Ti 不锈钢	64

盒形双金属温度计的感温元件不是杆状的，通常是平螺旋形的双金属带，不需要保护管，感温元件直接安装在仪表壳内。平螺旋形双金属片的一端固定在外壳上，另一端为自由端并与指针相连。当被测温度变化时，双金属片的自由端产生运动，带动指针的转动，从而在刻度盘上指示出被测温度值。盒形双金属温度计常用的双金属材料见表 7.1-6。

表 7.1-6 盒形双金属温度计常用的双金属材料

双金属材料的化学成分		膨胀系数 $/10^{-6}K^{-1}$		测温范围 /℃
主动层	被动层	$\alpha_主$	$\alpha_被$	
Mn75-Ni15-Cu10	Ni36-其余 Fe	28	1.5	0 ~ 150
Ni24-Cr2-其余 Fe	Ni36-其余 Fe	18	1.5	0 ~ 200
Ni20-Mn7-其余 Fe	Vi34-其余 Fe	20	1.68	-80 ~ +80
Ni19-Cr11-其余 Fe	Vi42-其余 Fe	16.5	5.3	0 ~ 300
Ni24-Cr-其余 Fe	Ni50-其余 Fe	18	4.7	0 ~ 400
Ni10-Cr12-Mn16-其余 Fe	Cr23-Cu-其余 Fe	—	—	0 ~ 600

2.2.3 双金属温度计的使用

双金属温度计的测量范围通常为 -80 ~ 600℃，其准确度等级及允许基本误差见表 7.1-7，其时间常数与结构有关，但一般不应超过表 7.1-8 的要求。

表 7.1-7 双金属温度计允许的基本误差 ℃

精确度等级	允许基本误差（量程的百分比）/%
1.0	±1.0
1.5	±1.5
2.5	±2.5

表 7.1-8 双金属温度计的时间常数

保护管直径/mm	时间常数/s
4，6	<30
8，10，12	<60

双金属温度计适用的环境温度为 -40 ~ +55℃，相对湿度应不大于 85%。使用时被测介质的深度必须大于温度计敏感元件的长度。一般对于被测介质的深度小于 300 mm 的，温度计浸入介质的长度应大于 80 mm；被测介质的深度大于 300 mm 的，温度计浸入介质的长度应大于 100 mm；被测介质的深度大于 1 m 的，温度计浸入介质的长度应大于 120 mm，以保证测量结果的准确性。

2.3 压力式温度计

压力式温度计具有结构简单、防爆、防腐蚀，输出信号可远距离传输（几十米），并能自动记录、报警和控制，读数清晰、使用方便等优点。

2.3.1 工作原理

压力式温度计的工作原理为在一个封闭的充满感温介质的容器内，感温介质的体积或压力随着温度发生变化，从而实现温度的间接测量。

在容器体积保持不变的情况下，温度与感温介质压力间的关系可表示为

$$p_t - p_0 = \frac{\alpha}{\beta}(t - t_0) \quad (7.1\text{-}8)$$

式中，p_t 为感温介质在温度 t 时的压力；p_0 为感温介质在温度 t_0 时的压力；α 为感温介质膨胀系数；β 为感温介质压缩系数。

当压力式温度计封闭容器系统的体积不变时，感温介质的压力与温度成一定的函数关系，当感温介质选择合适时，温度与压力多数呈线性或近似线性的关系。

2.3.2 结构与分类

压力式温度计一般由温包、毛细管和弹性元件三部分组成（见图7.1-6），弹性元件一般为弹簧管或膜盒等。弹簧管的一端焊接在基座上，另一端密封并作为自由端。基座内部开有沟槽，它通过毛细管把温包和弹簧管的内腔连接起来，形成一个封闭的系统，在此系统内装有感温介质。弹簧管的自由端与连杆铰接，连杆的另一端与扇形齿轮连接。当温度变化时，温包内的感温介质的体积和压力将发生变化，通过毛细管将这一变化传递给弹簧管，致使弹簧管发生少许变形，自由端产生相应的位移，借助于连杆、齿轮等机构带动指针发生偏转，从而在刻度盘上指示出相应的温度值。

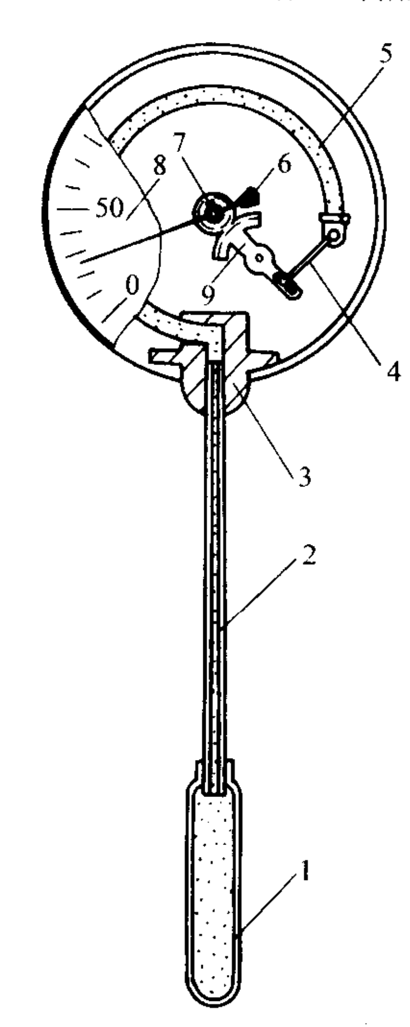


图7.1-6 压力式温度计的结构示意图

1—温包；2—毛细管；3—基座；4—连杆；5—弹簧管；6—指针；7—小齿轮；8—刻度盘；9—扇形齿轮

压力式温度计根据所用感温介质的不同分为液体压力式温度计、气体压力式温度计和蒸气压力式温度计三种类型。

液体压力式温度计的感温介质一般采用汞、二甲苯、甲醇、乙醇和甘油等。各种感温介质的基本参数见表7.1-9。

表7.1-9 液体压力式温度计常用感温介质的基本参数

感温介质	平均膨胀系数 /K^{-1}	测温范围 /℃	毛细管最大长度/m	刻度特性
汞	0.000 18	-30～550	20	均匀
二甲苯	0.001 08	-40～400	20	不均匀
乙醇	0.001 05	-46～150	20	均匀
甘油	0.000 5	20～175	20	均匀

气体压力式温度计是在封闭系统内充入一定的初始压力的气体作为感温介质的压力式温度计，感温介质一般为氮气、氢气和氦气。

蒸气压力式温度计的感温介质一般采用低沸点挥发性液体，如氯甲烷、氯乙烷、乙醚、甲苯、丙酮等，由于液体气化，其饱和蒸气充满于温包上方以及毛细管和弹性元件中。温度发生变化时，液体的饱和蒸气压也发生变化，从而实现温度的测量。

压力式温度计的基本参数见表7.1-10。

表7.1-10 压力式温度计的基本参数

参数		液体压力式温度计	气体压力式温度计	蒸气压力式温度计
感温介质		汞、二甲苯、甲醇、乙醇、甘油	氮气	氯甲烷、氯乙烷、乙醚、甲苯、丙酮
测温范围 /℃		-50～500	-100～600	-20～300
精确度等级		1.0～1.5	1.0～2.5	1.5～2.5
最小量程 /℃		30	100	20
最大量程 /℃		500	600	200
响应时间/s		40（汞20）	80	30
温包	长度 /mm	150；200；300	100；150；200	
温包	插入长度/mm	200；250；300；400；500	150；200；250；300；400	
温包	安装固定螺纹	M33×2	M27×2	
温包	耐压（公称）/MPa	1.6，6.3		
温包	材料	纯铜（T2），不锈钢（1Cr18Ni9Ti）		
毛细管	内径 /mm	ϕ0.4±0.005		
毛细管	外径 /mm	ϕ1.2±0.02		
毛细管	长度 /m	1；2.5；5；10；20；30；40；60	1；2.5；5；10；20	1；2.5；5；10；20；30；40；60
毛细管	材料	纯铜（T2），不锈钢（1Cr18Ni9Ti）		
毛细管	保护材料	纯铜丝编制、铝质蛇皮管、塑料		

2.3.3 压力式温度计的使用

压力式温度计的温包与玻璃液体温度计的感温泡作用相似，使用时必须将温包完全浸入到被测介质中，但要求不能将毛细管插入到被测介质中，以避免带来误差。

压力式温度计应在规定的环境温度下使用。压力式温度计通常是在规定的环境温度下分度的，当使用条件与所要求的环境温度不一致时，由于毛细管和弹性元件是不能浸入到被测介质中的，会导致示值误差。该误差 Δt 可由下式计算：

$$\Delta t = \pm\ (\Delta t_j + K\Delta t_F) \tag{7.1-9}$$

式中，Δt_j 为压力式温度计基本误差的1/2；Δt_F 为使用时环境温度与分度时的环境温度之差；K 为环境温度每变化5℃时的平均温度系数。对于液体压力式温度计，$K=0.075$；对于气体压力式温度计，$K=0.05$；对于蒸气压力式温度计，$K=0.04$。

压力式温度计应垂直地安装在无振动、便于读数和观察的地方；毛细管要引直，固定。最小弯曲半径应不小于

50 mm；室外部分要避免阳光直射，不允许毛细管与热的物体相接触，以免受环境温度的影响而产生较大误差。液体压力式和部分蒸气压式温度计安装时，温包与指示部分应在同一水平高度，以减少液体静压影响。

3　热电偶类温度计

在两种不同成分的导体（或半导体）组成的闭合回路中，如果它们的两个接点温度不同（即存在温差），则回路中会产生一个电动势，称为热电效应（塞贝克效应）。热电偶温度计就是利用这种直接把热能转换为电能的温差热电效应原理来测量温度的。

热电偶温度计是工业生产和科学研究过程中应用最为广泛的温度计。具有结构简单、热容量小、材料互换性好、测温范围宽、测量点小、热响应快、信号能够远距离传送、可以多点测量、价格便宜、便于检测和控制等优点；其缺点是灵敏度低以及需要进行冷端补偿等。

3.1　工作原理

将两种不同材料的导体 A、B 两端相连接组成闭合回路，形成热电偶，如图 7.1-7 所示。导体 A、B 称为热电极，用以感测温度的一端称为工作端（热端或测量端），温度低的一端称为自由端（冷端或参考端）。当接点温度 T 和 T_0 不相等时，回路内就会有电流通过，即回路中出现了温差电动势。温差电动势的值与组成热电偶的材料性质、热端和冷端的温度差有关，而与热电极的长度和直径无关。

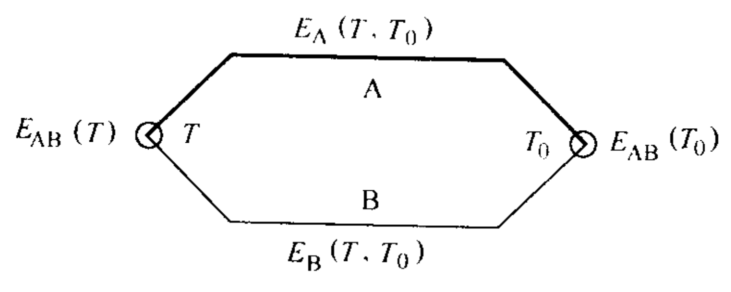


图 7.1-7　热电偶的工作原理

理论和实验证明，热电偶回路中产生的总热电势 $E_{AB}(T,\ T_0)$ 是两个接点 A、B 的温度和温度差的函数，即

$$E_{AB}(T,\ T_0)=E_{AB}(T)-E_{AB}(T_0) \quad (7.1\text{-}10)$$

式中，T_0 为冷端温度，℃；T 为热端温度，℃；$E_{AB}(T,\ T_0)$ 为热电偶的总电动势，mV。

如果 T_0 恒等于某一常数值或者 T_0 等于 0℃，则回路中的总热电势为

$$E_{AB}(T,\ T_0)=E_{AB}(T)+C \quad (7.1\text{-}11)$$

由上式可知，如果使冷端温度保持恒定，热端置于被测介质中，则总热电势值将随介质温度而变，若用测量仪表测得热电势的数值，便可得到相应的温度值。

3.2　热电偶温度计的分类

热电偶按电极材料可分为：贵金属热电偶、廉价金属热电偶、难熔金属热电偶和非金属热电偶。

按测量范围可分为：高温热电偶、中温热电偶以及低温热电偶。

按结构可分为：普通热电偶、铠装热电偶、薄膜热电偶和专用热电偶。

按用途可分为：工业热电偶和标准热电偶。

按工业标准化情况可分为：标准化热电偶和非标准化热电偶。

3.3　热电偶温度计的结构

热电偶温度计主要由工业热电偶和显示仪表两部分组成。热电偶通常由感温元件、保护管和接线盒组成，而感温元件一般包括热电极、绝缘管、接线柱以及接线座构成，其典型结构如图 7.1-8 所示。

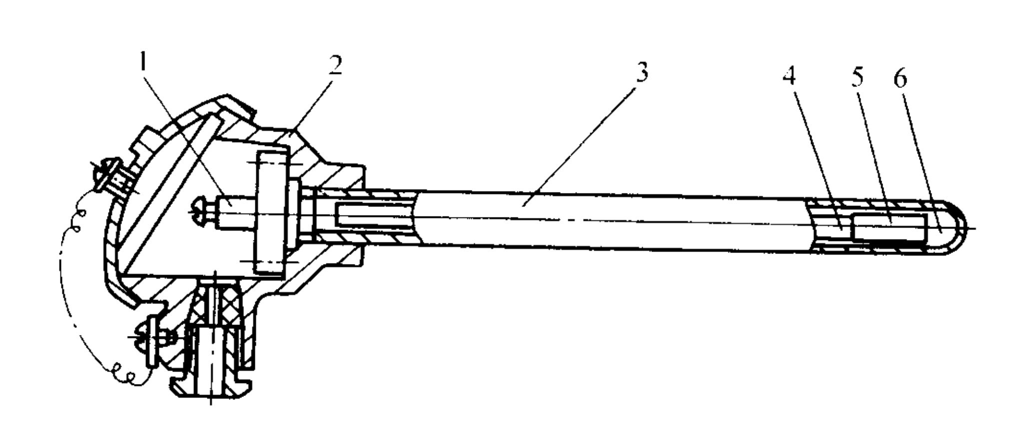


图 7.1-8　热电偶的典型结构

1—参考端；2—拉线盒；3—保护管；4—热电极；5—绝缘管；6—测量端

3.4　标准化热电偶

标准化热电偶一般按电极材料分为贵金属热电偶、廉价金属热电偶、难熔金属热电偶三类。其主要技术性能包括测温范围、允许误差等级、上限使用温度、响应时间以及热电动势稳定性等。

标准化热电偶是指生产工艺成熟，能批量生产，性能稳定，应用广泛，具有统一的分度表，并已列入国际专业标准的热电偶（字母标志热电偶）。标准化热电偶的分类及性能见表 7.1-11。

表 7.1-11　标准化热电偶的分类及性能

项　目		贵金属热电偶			廉金属热电偶				
热电偶名称		铂铑 10-铂	铂铑 13-铂	铂铑 30-铂铑 6	镍铬-镍硅（铝）	镍铬硅-镍硅	铜-康铜	铁-康铜	镍铬-康铜
分度号		S	R	B	K	N	T	J	E
贝塞克系数 /μV·K⁻¹		0～300℃：5.4～9.1 >300℃：9.1～12	0～300℃：5.3～9.7 >300℃：9.7～12	200～600℃：2～6 >600℃：6～11.7	-200～0℃：15～39 >0℃：35～42	-200～0℃：10～26 >0℃：26～39	-200～0℃：16～39 100～400℃：46～62	50～64	-200～0℃：25～59 >0℃：60～80
极性识别	正极	较硬	较硬	较硬	不亲磁，色暗	不亲磁，色暗	铜色	不亲磁，铁锈色	色暗
	负极	柔软	柔软	稍软	稍亲磁，灰白色	稍亲磁，灰白色	银白色	稍亲磁，银白色	银白色

续表 7.1-11

项目		贵金属热电偶			廉金属热电偶				
熔点/℃	正极	1 850	1 860	1 927	1 429	1 420	1 083	1 400	1 429
	负极	1 769	1 769	1 826	1 450	1 330	1 222	1 222	1 222
测温范围/℃		-40~1 600	-40~1 600	0~1 800	-270~1 300	-200~1 300	-200~400	-40~750	-200~900
短期最高使用温度/℃		1 600	1 600	1 800	1 300	1 300	400	750	850
长期最高使用温度/℃		1 300	1 300	1 600	1 200	1 200	350	600	750
平均电阻温度系数/10^{-3} K^{-1}	正极	1.4	1.33	1.3	0.029	0.078	4.3	9.5	0.27
	负极	3.1	3.1	2.0	0.163	1.49	0.05	0.05	0.05
适用气氛		氧化、中性气氛	氧化、中性气氛	氧化、中性气氛	氧化、中性气氛	氧化、中性、还原气氛	氧化、中性、还原气氛、真空	氧化、中性、还原气氛、真空	氧化、中性气氛
优点		300℃以上使用时的准确度是所有热电偶中最好的，具有良好的物理、化学性能，热电性能稳定，抗氧化性强	具有S型热电偶的全部优点，比S型热电偶的稳定性、复现性更好	是氧化性气氛中上限温度最高的热电偶，高温长期稳定性好；抗沾污能力和机械强度比S、R型热电偶高，可在真空条件下短期使用；参考端温度为100℃以下时可以不使用补偿线	使用温区宽，上限温度是廉价金属热电偶中最高的；线性度好；灵敏度高；稳定性和均匀性很好；抗氧化性能比其他廉价金属热电偶好；热导率低	使用温区宽；高温抗氧化性能强，热电性能非常好；耐辐射性能高；短期热循环稳定性好；无磁性转变；热导率低；200~500℃复现性好	热电性能稳定，是廉价金属热电偶中准确度最高的，可制作标准热电偶；价格便宜	价格便宜；适合于各种气氛，能耐氢气和CO气体的腐蚀，多用于化工厂	是常用热电偶中灵敏度最高的；对高湿度气氛的腐蚀不敏感；热导率低
缺点		价格昂贵；300℃以下使用时灵敏度低；机械强度较低；易受铁、硅、硫、磷、氢、有机物或金属蒸气的沾污，不适于在还原性气氛或含金属蒸气的条件下使用		价格昂贵；稳定性不如S、R型热电偶；600℃以下使用时灵敏度低	高温下镍铬—镍铝热电偶会发生热电势漂移；800~1 100℃氧分压较低时，由于铬择优氧化而使热电势严重下降；200~500℃复现性差；价格较高	不能在真空和弱氧化气氛中使用；价格较高	铜电极易氧化，不能在超过300℃的氧化性气氛中使用；铜电极热导率高，易引入误差；在-200℃以下使用时，热电势随温度迅速下降	含杂质较多，不均匀；铁电极易生锈，耐氧化性能差；不能在超过538℃的含硫气氛中使用	负极难加工；热电性能差；不适于在真空和临界氧化气氛中使用；200~500℃复现性差

标准化热电偶的允许误差见表7.1-12。

标准化热电偶热电极在空气中连续使用的上限温度见表7.1-13。

难熔金属热电偶主要是钨铼系列的热电偶，是高温测量用热电偶。钨铼系列热电偶目前主要有四种，还不属于字母标志热电偶，其中列入我国国家标准的钨铼系列热电偶有两种：钨铼3-钨铼25和钨铼5-钨铼26，实现了统一分度，分度号分别为WRe3-WRe25和WRe5-WRe26。表7.1-14为上述两种热电偶的性能。

表 7.1-12　标准化热电偶的允许误差

热电偶名称	分度号	热电偶等级					
		Ⅰ		Ⅱ		Ⅲ	
		温度范围/℃	允许误差	温度范围/℃	允许误差	温度范围/℃	允许误差
铂铑 10-铂	S	0 ~ 1 100	±1.0℃	0 ~ 600	±1.5℃	—	—
		1 100 ~ 1 600	±［1+（t−1 100）×0.003］℃	600 ~ 1 600	±0.002 5 t	—	—
铂铑 13-铂	R	0 ~ 1 600	±［1+（t−1 100）×0.003］℃	0 ~ 1 600	±1.5℃或±0.002 5t	—	—
铂铑 30-铂铑 6	B	—	—	600 ~ 1 700	±0.002 5 t	600 ~ 800	±4℃
						800 ~ 1 700	±0.002 5 t
镍铬-镍硅（铝）	K	−40 ~ 1 100	±1.5℃或±0.004 t	−40 ~ 1 300	±2.5℃或±0.007 5t	−200 ~ 40	±2.5℃或±0.015 t
镍铬硅-镍硅	N	−40 ~ 1 100	±1.5℃或±0.004 t	−40 ~ 1 300	±2.5℃或±0.007 5t	−200 ~ 40	±2.5℃或±0.015 t
铜-康铜	T	−40 ~ 350	±0.5℃或±0.004 t	−40 ~ 350	±1.0℃或±0.007 5t	−200 ~ 40	±1.0℃或±0.015 t
铁-康铜	J	−40 ~ 750	±1.5℃或±0.004 t	−40 ~ 750	±2.5℃或±0.007 5t	—	—
镍铬-康铜	E	−40 ~ 800	±1.5℃或±0.004 t	−40 ~ 900	±2.5℃或±0.007 5t	−200 ~ 40	±2.5℃或±0.015 t

注：t 为被测温度值。

表 7.1-13　标准化热电偶热电极在空气中连续使用的上限温度　℃

热电偶分度号	热电极直径/mm			
	0.5	0.8	1.6	3.2
B	1 700	—	—	—
S、R	1 480	—	—	—
K、N	870	980	1 090	1 260
E	430	540	650	870
J	370	480	590	760
T	200	260	370	—

表 7.1-14　钨铼热电偶的性能

热电偶名称	钨铼 3-钨铼 25	钨铼 5-钨铼 26
分度号	WRe3-WRe25	WRe5-WRe26
贝塞克系数/$\mu V \cdot K^{-1}$	10 ~ 20	9 ~ 19
测温范围/℃	0 ~ 3 000	
短期最高使用温度/℃	2 800	
长期最高使用温度/℃	2 500	
适用气氛	中性气氛、还原气氛、真空	
允许误差	0 ~ 400℃：±4.0℃　400 ~ 2 300℃：±0.01 t	
优点	在高温热电偶中测温上限最高，低温时可塑性较好，稳定性较高，价格较低	
缺点	均匀性较差，经历高温后脆性增大，复现性较差，不宜用于非氢还原性气氛中	

注：t 为被测温度值。

3.5　非标准化热电偶

为了测量更高的温度，适应特殊气氛以及改善热电偶的稳定性、均匀性，研制了各种新型热电偶。这些工业热电偶有的尚未实现标准化，有的虽已列入国家标准，但在国际上尚未被字母标志，称为非标准化热电偶。

非标准化热电偶一般有铂铑系列、钨铼系列、铱铑系列、钨钼以及非金属热电偶等。

钨铼系列热电偶是目前使用温度上限最高的热电偶，在惰性、干燥氢气和真空气氛下使用的上限温度可达 2 400 ~ 2 800℃。

表 7.1-15 为一些非标准化热电偶的性能。

3.6　热电偶绝缘材料

热电偶绝缘管是作为热电极之间以及热电极与保护管之间的绝缘元件。绝缘管材料分为有机绝缘材料和无机绝缘材料两大类。常用绝缘管为氧化铝陶瓷管和刚玉管，一般以套上热电极为宜。绝缘管常制成圆形或椭圆形截面，有单孔、双孔、四孔、六孔以及椭圆双孔等多种规格。表 7.1-16 为热电偶常用的绝缘材料。

3.7　热电偶保护管

保护管是用来保护热电偶感温元件不受机械损伤和被测介质侵蚀的部件，不仅可以延长热电偶的使用寿命，还起到支撑和固定热电极，增加其强度的作用。热电偶保护管应具有良好的气密性、高温下物理和化学性能稳定，耐腐蚀、热导率高、热容量小、抗热振性能好，并应有一定的耐温度剧变的性能。

热电偶保护管材料主要有金属、非金属和金属陶瓷三类。

表 7.1-15　某些非标准化热电偶的性能

热电偶名称	建议测温范围/℃	贝塞克系数/$\mu V \cdot K^{-1}$	适用气氛	允许误差	特　点
钨-钨铼 26	0～3 000	0℃：2 1 200℃：22 2 400℃：11	真空、还原气氛或中性气氛	2 000℃以下：< 10℃ 2 000℃以上：20～40℃	测温上限高，电势率较高。复现性差，需单独分度，暴露于空气中钨的脆性易增加，电极材料不均匀
铂铑 20-铂铑 5	500～1 700	0℃：0 1 000℃：9 1 700℃：10	真空、氧化气氛或中性气氛	1 100℃以下：1℃ 1 100～1 500℃：2℃ 1 500～1 700℃：3℃	测温上限比 S 型热电偶高，稳定性好，不需冷端补偿。易受金属蒸气沾污，受硫、磷沾污时很快被侵蚀，低温时电势率较低
铂铑 40-铂铑 20	1 000～1 850	1 000℃：3 1 800℃：4.5	真空、氧化气氛或中性气氛	1 100～1 500℃：2℃ 1 500～1 850℃：4℃	测温上限较高，稳定性和复现性好，不需冷端补偿。易受金属蒸气沾污，电势率低
铱铑－铱	1 000～2 200	5～7	真空、氧化气氛或中性气氛	20℃	是惟一能在 1 850℃以上氧化气氛中使用的热电偶。稳定性和复现性一般，电极材料不均匀，寿命短，易受铁沾污，易发脆，电势率低
钨-钼	1 200～2 400	700℃：0 1 600℃：7 2 400℃：3	真空、还原气氛或中性气氛	2 400℃：20℃	价格较低，可用于还原性气氛中。电势率低，易被 C、O_2、Si 的蒸气沾污，在接近 1200℃时，塞贝克电势极性转换，使用氧化铝绝缘管时热电偶的使用寿命短
钨-铱	1 000～2 200	1 000℃：23 2 200℃：27	真空或中性气氛	2 000℃：20℃	电势率较高，几乎为一常值。不能用于氧化或还原气氛，易发脆，易受铁沾污，价格昂贵
非金属	2 000℃以上	几千	不同气氛可选择不同型号	—	电势率很高，可在不同的气氛下使用，能用于高温。稳定性和复现性非常差，制造工艺不成熟

表 7.1-16　热电偶绝缘管常用绝缘材料

绝缘材料	材料名称	长期使用温度/℃	最高使用温度/℃	熔点/℃	特　点
有机绝缘材料	天然橡胶	60～80	—	—	抗湿性能和耐磨性能优越
	聚氯乙稀	90	90	—	抗湿性能和耐磨性能优越
	聚乙烯	80	105	—	抗湿性能优越、耐磨性能良好
	棉纱	100	95	—	抗湿性能差、耐磨性能一般
	尼龙	125	125	—	抗湿性能差、耐磨性能良好
	聚四氟乙烯	250	315	—	抗湿性能优越、耐磨性能良好
	氟橡胶	250	300	—	抗湿性能和耐磨性能良好
	硅橡胶	250	300	—	抗湿性能和耐磨性能良好
	聚四氟乙烯和玻璃纤维	315	370～540	—	200℃以下，抗湿性能和耐磨性能一般；200℃以上，抗湿性能和耐磨性能差
	硅树脂浸渍物和玻璃纤维	315	540	—	抗湿性能和耐磨性能优越
	聚酰亚胺	480	400	—	抗湿性能优越、耐磨性能良好

续表 7.1-16

绝缘材料	材料名称	长期使用温度/℃	最高使用温度/℃	熔点/℃	特　点
无机绝缘材料	玻璃或玻璃纤维	400	500	—	—
	石棉	400	500	—	—
	云母	500	600	—	—
	黏土陶瓷管	1 000	1 300	1 750	超过 1 300℃会软化，氧化气氛中较稳定。气密性和高温绝缘性能差，抗热振性能较差
	高铝陶瓷管	1 300	1 600	1 800	抗热振性能好，气密性随 Al_2O_3 含量的提高而提高
	高纯氧化铝（刚玉）	1 600	1 800	2 030	1 700℃时，可在空气、CO 气氛中使用。2 000℃，不与钨、铱等热电极材料反应。高温下易在氢气中蒸发。抗热振性能稍差，气密性和绝缘性较好
	石英	1 100	1 200	1 710	适用于氧化气氛。1 500℃以上会产生对热电偶有害的硅蒸气。气密性、抗热振性和耐腐蚀性能较好
	氧化镁	2 000	2 400	2 800	1 700℃暴露在空气中仍然很稳定。1 800℃以上，易受卤素元素和硫气氛侵蚀。抗熔融金属侵蚀能力较氧化铝差。在 2 000℃以下，可用于还原性气氛中
	氧化铍	1 900	2 300	2 570	在空气、氢、氮、CO 和真空中均很稳定，但易受卤素元素和硫气氛侵蚀。1 200℃下若有水气则蒸发。生产和使用中均会产生有毒气体。有一定的抗高温剧变性能，耐酸腐蚀性能好，热导率高，绝缘性能好
	氧化钍	2 500	2 700	3 050	在卤素、含硫、碳气氛中不稳定。耐碱腐蚀性能非常强。抗热振性能较差，高温绝缘性能好，有放射性

注　对于有机绝缘材料，最高使用温度为单次暴露的温度极限。

金属保护管的特点是机械强度高、韧性好、抗熔渣腐蚀性能强，多用于要求有足够机械强度的场合。但在 800℃以上使用时，气密性有所下降。

非金属材料（陶瓷）保护管主要包括高熔点金属氧化物及复合氧化物，如 Al_2O_3、SiO_2、$3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$（莫来石）等，以及氮化物、碳化物等。非金属材料保护管主要用于高温，也可用于不宜使用金属保护管的低温场合，特点是抗腐蚀性能强，但质地较脆。热电偶绝缘管用无机绝缘材料一般也可用于保护管。

金属陶瓷保护管兼具金属与陶瓷两者的特点，具有耐高温、抗腐蚀和抗热振性能强、机械性能高、抗熔渣腐蚀性好等优点，主要有 Al_2O_3 基金属陶瓷、MgO 基金属陶瓷和碳化钛基金属陶瓷。

表 7.1-17 和表 7.1-18 分别为热电偶常用的金属保护管和一些其他非金属保护管材料及性能。

3.8 铠装热电偶

铠装热电偶是由热电极、绝缘材料和高温套管组合加工

表 7.1-17　热电偶常用金属保护管材料及性能

材料名称	连续使用最高温度/℃	空气中最高使用温度/℃	熔点/℃	适用气氛	特　点
铜	315	315	1 084	氧化、还原、中性、真空	氧化气氛中，温度较高时容易起皮
铁	—	316	1 537	氧化、还原、中性、真空	氧化气氛中，温度较高时容易起皮，易生锈
铝	370	425	660	氧化、真空	抗氧化性能好，重量轻，热导率高，热响应快
黄铜（H62）	400	400	1 010	氧化、真空	抗氧化性能好，气密性好，热导率高，热响应快，镀铬后耐腐蚀

续表 7.1-17

材料名称		连续使用最高温度/℃	空气中最高使用温度/℃	熔点/℃	适用气氛	特点
碳钢（20）		600	600	—	氧化、中性、真空	力学性能好，气密性一般，600℃以上易氧化，易生锈，价格低廉，一般多用于中性介质
镍		—	590	1 453	氧化、中性、真空	抗氧化性能好
奥氏体不锈钢	1Cr18Ni9	900	1 050	≈1 400	氧化、还原、中性、真空	900℃以下有良好的力学性能和抗氧化性能，耐腐蚀
	1Cr18Ni9Ti	870	915	≈1 400	氧化、还原、中性、真空	870℃以下，综合性能比 1Cr18Ni9Ti 高
	1Cr18Ni11-Nb	870	915	≈1 400	氧化、还原、中性、真空	比 1Cr18Ni9Ti 更耐腐蚀，适合用于 870℃以下
	Cr18Ni12Mo3Ti	930	930	≈1 400	氧化、还原、中性、真空	870℃以下，稳定性比 1Cr18Ni9Ti 高
铁素体不锈钢（1Cr25Ti，1Cr25Si2）		1 090	1 170	1 480	氧化、还原、中性、真空	抗氧化性能强，耐腐蚀性能比奥氏体不锈钢差
镍基高温合金（GH3030）		1 150 ~ 1 200	1 090 ~ 1 370	1 400 ~ 1 440	氧化、中性、真空	高温抗氧化性能强，力学性能好，易氢脆
钛		1 090	315	1 668	中性、真空	—
铌		2 090	870	2 468	中性、真空	—
钼		2 200	205	2 615	还原、中性、真空	高温强度非常高，脆性大。可耐大多数液态金属和熔融玻璃浸蚀
钽		2 300	300	3 002	中性、真空	—

表 7.1-18 其他一些常用非金属保护管材料及性能

材料名称	长期使用温度/℃	最高使用温度/℃	熔点/℃	适用气氛	特点
非烧结碳化硅	—	1 400	2 300	氧化、还原、中性、真空	1 850℃下可用于中性或还原性气氛中。1 700℃以下可用于氧化气氛中。抗热振性能好，气密性较差
烧结碳化硅	1 500	1 600			

续表 7.1-18

材料名称	长期使用温度/℃	最高使用温度/℃	熔点/℃	适用气氛	特点
二硅化钼	1 600	1 800	—	氧化、中性、真空	抗氧化、抗腐蚀性能高。可用于含硫气氛。气密性好，有一定的耐高温剧变性能
金属陶瓷（氧化镁+钼）	—	1 800	—	还原、中性、真空	抗氧化性能高，力学性能好，抗热振性能好，可用于钢液等液态金属测温
金属陶瓷（77%Cr+23%Al_2O_3）（质量分数）	—	1 300	—	氧化、中性、真空	抗热振性能好，气密性一般，力学性能一般
石墨	—	1 600	3 827	还原、中性、真空	耐熔渣作用强，不致密，需用双重保护管

制成的组合体，再经过焊接、密封和装配等工艺制成的热电偶。铠装热电偶与装配式热电偶相比，具有热惯性小、响应速度快、热容量小、可绕性好、力学性能好以及体积小、使用寿命长等优点。

3.8.1 铠装热电偶的典型结构

铠装热电偶由接线盒、金属套管、固定装置、绝缘材料以及热电极组成。铠装热电偶的典型结构如图 7.1-9 所示。

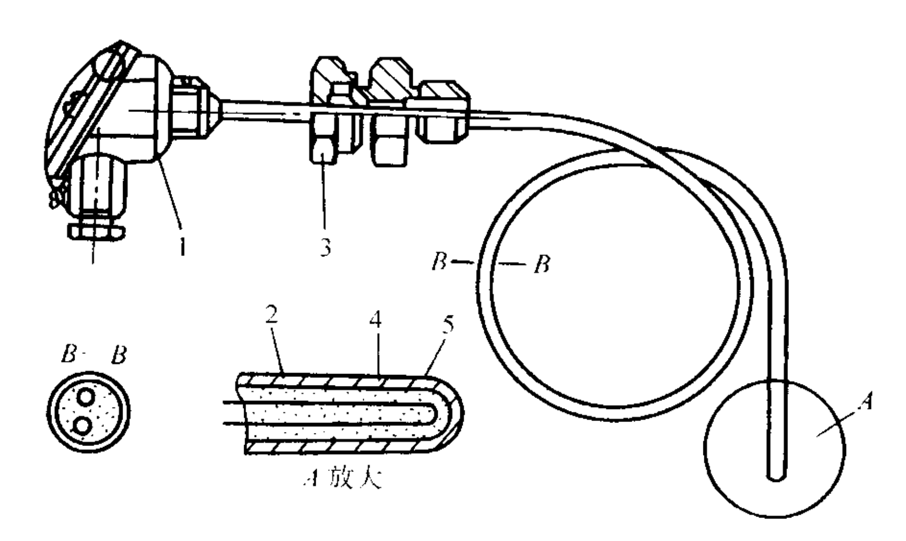


图 7.1-9 铠装热电偶的典型结构

1—接线盒；2—金属套管；3—固定装置；4—绝缘材料；5—热电极

3.8.2 铠装热电偶的测量端结构

铠装热电偶的测量端有露端型、接壳型、绝缘型、变截面型等多种形式。应根据被测介质的温度、化学性质以及所需热响应速度等来选用不同形式的测量端，表 7.1-19 给出了铠装热电偶测量端的结构与特点。

3.8.3 铠装热电偶的性能

铠装热电偶的允许误差与标准化热电偶相同，见表 7.1-12。

铠装热电偶在空气中的最高使用温度见表 7.1-20。

由于铠装热电偶的热电极直径较小，产生的电极电阻较大，在与测量仪表相配套时，必须考虑电极电阻对测量结果的影响，表 7.1-21 为铠装热电偶电极直径与电阻值的关系。

表 7.1-19　铠装热电偶的测量端结构与特点

测量端结构类型	测量端结构简图	特　点
露端型		结构简单，热响应速度快。防护差，使用寿命短
接壳型		热响应速度介于露端型和绝缘型之间。防护好，耐压性能好，使用寿命长。易将电干扰带入显示仪表。应注意热电极与高温套管的热胀系数必须接近以免使用中造成断路
绝缘型		绝缘好，防护好，使用寿命长，耐压性能优异，适合于电磁干扰较大的场所。热响应速度慢
扁变截面型		热响应速度得到改善，适合于特殊需要的场合
圆变截面型		

3.8.4 金属套管

金属套管是对热电偶起保护和支撑作用的，使用时不仅要考虑使用温度，还要考虑不同的使用环境气氛。中温范围内常用奥氏体不锈钢和镍基高温合金；低温下可以采用铜套管；高温下一般采用钼、钽和铂铑合金。高温套管材料的使用温度与环境气氛密切相关，见表 7.1-22。

表 7.1-20　铠装热电偶在空气中的最高使用温度

产品名称	代号	热电偶分度号	推荐套管材料	热电偶直径/mm	长期使用最高温度/℃	短期使用最高温度/℃
铠装镍铬-镍硅热电偶	KK	K	GH3030	0.5；1.0	500	500
				1.5；2.0；3.0	800	900
				4.0；4.5；5.0	900	1 000
				6.0；8.0	1 000	1 100
铠装镍铬-镍硅热电偶	KK	K	1Cr18Ni9Ti	0.5；1.0	400	600
				1.5；2.0	600	700
				3.0；4.0；4.5；5.0；6.0；8.0	800	900
铠装镍铬-铜镍（康铜）热电偶	KE	E	1Cr18Ni9Ti	0.5；1.0	400	500
				1.5；2.0	500	600
				3.0；4.0；4.5；5.0	600	700
				6.0；8.0	700	800
铠装铁-铜镍（康铜）热电偶	KJ	J	1Cr18Ni9Ti	0.5；1.0	300	400
				1.5；2.0	400	500
				3.0；4.0；4.5；5.0	500	600
				6.0；8.0	600	700
铠装铜-铜镍（康铜）热电偶	KT	T	1Cr18Ni9Ti	0.5；1.0	200	250
				1.5；2.0；3.0；4.0；4.5；5.0	250	300
				6.0；8.0	300	350

表 7.1-21　铠装热电偶电极直径与电阻值的关系

铠装热电偶直径/mm	热电极直径/mm	25℃时的电阻值/$\Omega\cdot m^{-1}$					
		铂	铂铑 10	镍铬	镍铬	铜	康铜
1.0	0.17	4.7	9.5	31.5	10.4	0.63	22.7
1.5	0.25	2.0	4.1	14.0	4.6	0.28	10.0
2.0	0.35	2.0	1.0	7.0	2.3	0.14	5.0
3.0	0.40（四芯）	1.6	0.8	5.6	1.8	0.11	4.0
	0.5	1.0	0.5	3.6	1.2	0.072	2.6
4.0	0.55（四芯）	0.86	0.43	3.0	1.0	0.060	2.2
	0.70	0.52	0.26	1.8	0.6	0.036	1.4
5.0	0.70（四芯）	0.52	0.26	1.8	0.6	0.036	1.4
	0.85	0.32	0.16	1.1	0.4	0.022	0.8
6.0	0.85（四芯）	0.32	0.16	1.1	0.4	0.022	0.8
	1.00	0.26	0.13	0.9	0.3	0.018	0.65
8.0	1.20（四芯）	0.15	0.10	0.6	0.23	0.013	0.45
	1.35	0.12	0.065	0.45	0.15	0.009	0.33

表 7.1-22 高温套管的使用温度和相应的适用气氛

套管材料	使用温度/℃		其他性质
	氧化性气氛	还原性气氛	
铂铑合金	1 600	760	在惰性气氛中上限使用温度 1 600℃
钼	320	2 200	在真空或惰性气氛中上限使用温度 2 200℃
钼（二硅化物涂层）	1 650	1 650	—
钽	320	1 150	在真空或惰性气氛中上限使用温度 2 760℃

3.9 其他特殊热电偶

3.9.1 实体热电偶

实体热电偶类似于铠装热电偶，但制造工艺不同于铠装热电偶，其外径较粗（$\phi 8 \sim \phi 22$ mm），热电极直径以及保护管壁厚与外径的比要比铠装热电偶大。实体热电偶兼具普通热电偶和铠装热电偶的优点，主要特征为热电稳定性好，耐高温，使用寿命长，热响应速度快，插入深度对测量误差影响小等。

3.9.2 表面热电偶

表面热电偶用于测量物体的表面温度，采用增加热电偶工作端与被测表面的接触面积的办法来减少由于温度梯度产生的热损失而造成的测温误差，提高测量精度。针对不同的表面情况，以及在线测量或便携式测量方式，可以有多种探头供选择。图 7.1-10 为几种便携式表面热电偶。

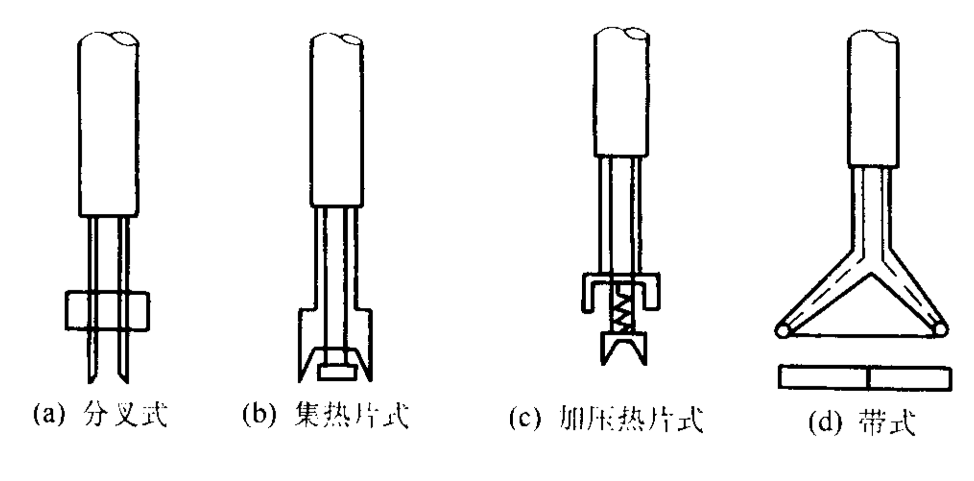


图 7.1-10 便携式表面热电偶示意图

3.9.3 薄膜热电偶

薄膜热电偶是一种微型温度传感器，可以采用真空镀膜、阴极溅镀、化学涂覆以及电泳法等方式制成，也可用粘贴方式制成片状。其特点是结构小巧、热容量低、热响应速度快、对被测物体影响较小等。

薄膜热电偶按结构可分为三种：

1）片状热电偶 一般用云母或浸酚醛树脂薄膜作基底和保护层，热电极通常采用铁—康铜、铜—康铜、镍铬—镍硅等。片状热电偶的使用受粘结剂和基底材料的限制，测温范围为 -200 ~ 300℃。缺点是热容量稍大，但响应速度仍然较高。

2）针状热电偶 其结构特点是：将一种热电极制成针状，除热端外覆以绝缘层，将另一种热电极材料用真空镀膜的方式覆盖在针状热电极的表面。针状热电偶摆脱了黏结剂和基体的影响，但体积相对大一些，响应速度稍慢。

3）薄膜状热电偶 采用真空镀膜的方式在绝缘基片将碲 - 铋等金属镀成热电偶薄层，然后用连接线引出。这种热电偶厚度仅有 0.01 ~ 0.1 μm，粘贴在被测物体上，不会影响被测表面的温度，热响应速度极快。

3.9.4 微型快速热电偶

微型快速热电偶是专门用于测量高温液态金属温度的快速热电偶，如图 7.1-11 所示。

微型快速热电偶一般采用铂铑或双铂铑热电极，可测量温度较高，基本满足了炼钢过程的测温要求，而且由于铂铑电极又细又短，故成本很低。另一种采用难熔金属如钨铼作为热电极材料的微型快速热电偶可测量温度更高，成本更低。表 7.1-23 为常用微型快速热电偶的名称和分度号。

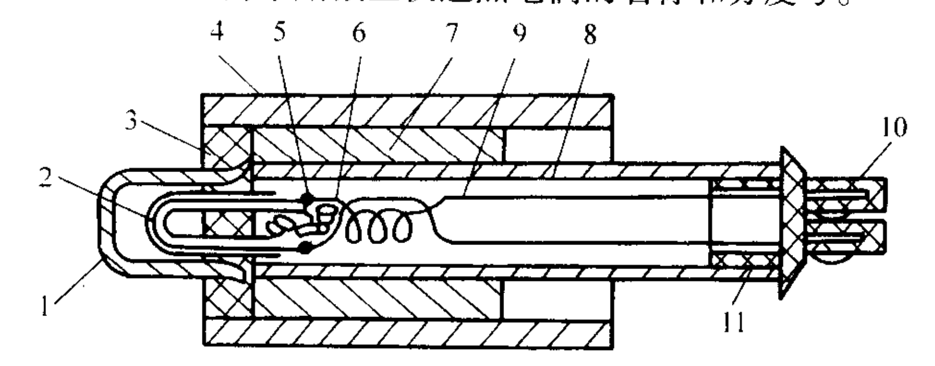


图 7.1-11 微型快速热电偶
1—钢帽；2—石英管；3—绝缘材料；4—纸杯；5—铂铑热电极；6—绝缘棉花；7—绝缘纸管；8—纸管；9—补偿导线；10—快速插头；11—塑料封盖

表 7.1-23 常用微型快速热电偶的名称和分度号

热电偶名称	热电偶型号	分度号	使用温度上限/℃
铂铑 10-铂	KS - 602P（或 J）	S	1 760
铂铑 30-铂铑 6	KB-602P（或 J）	B	1 820
铂铑 13-铂	BR-602P（或 J）	R	1 760
钨铼 3-钨铼 25	—	WRe3-WRe25	1 760

微型快速热电偶是一种消耗型热电偶，测量钢液温度时，将微型热电偶接到专用的测温枪插头上，使热电偶与测温仪表接通，然后将热电偶快速插入钢液，挡渣帽将渣层挡开，接触钢液后迅速被熔化，U 形石英管直接与钢液接触。由于石英管和热电极均很细，热惯性小，能快速反映出钢液温度，时间不大于 4 s。

3.9.5 压簧固定式热电偶

压簧固定式热电偶是通过压簧将测量端与被测物体的表面紧贴，以提高测量的可靠性和准确性。压簧固定式热电偶的原理、分度特性及允许误差、参考端温度补偿与一般热电偶相同。压簧固定式热电偶主要由保护管、安装螺栓、锁紧卡套以及感温元件等组成。

3.9.6 浸没式热电偶

用于测量液态金属表面温度，测温探头的热电极是开路的，借助于液态金属来形成回路。

3.9.7 多点热电偶

多点热电偶用于需要同时测量几个或几十个点温度的场合，如化工塔类设备以及大型井式电炉。

3.10 补偿导线

补偿导线是一对在一定温度范围内，与所连接的热电偶具有相同的热电特性的廉价金属导线。补偿导线分为延长型和补偿型两种，延长型导线采用与被补偿热电偶相同的材料制成，而补偿型导线的化学成分与被补偿热电偶不同。必须根据热电偶类别采用不同的补偿导线，表 7.1-24 为热电偶补偿导线的分类以及允许误差。

补偿导线只能将热电偶的冷端延至离热源较远及环境温度较恒定的地方，并不能消除冷端温度不为零的影响，因此在应用中还需进一步采取措施，将冷端温度修正到 0℃，即

冷端温度补偿。常用热电偶冷端温度补偿有如下几种方法：

表 7.1-24 热电偶补偿导线分类与允许误差

补偿导线型号	配用热电偶	补偿导线合金		绝缘层颜色		允许误差/℃				热电偶测量端温度/℃
						导线温度范围≈100℃		导线温度范围≈200℃		
		正极	负极	正极	负极	A级	B级	A级	B级	
SC	S、R	SPC	SNC	红	绿	±2.5	±5.0	—	±5.0	1 000
KC	K	KPC	KNC		蓝	±1.5	±2.5	±1.5	±2.5	1 000
KX		KPX	KNX		黑	±1.5	±2.5	±1.5	±2.5	900
NC	N	NPC	NNC		浅灰	±1.5	±2.5	±1.5	±2.5	900
NX		NPX	NNX		深灰	±1.5	±2.5	±1.5	±2.5	900
EX	E	EPX	ENX		棕	±1.5	±2.5	±1.5	±2.5	500
JX	J	JPX	JNX		紫	±1.5	±2.5	±1.5	±2.5	500
TX	T	TPX	TNX		白	±0.5	±1.0	±0.8	±1.5	300

注：字母C表示补偿型，X表示延长型。

1）冰点法　将热电偶冷端插入到由熔化着的碎冰块和水混合组成的冰点槽或0℃恒温装置中，使热电偶参考端温度保持在0℃。

这种恒定冷端温度的方法准确度很高，但在工业生产中使用极不方便，多用于实验室中。

2）计算修正法　用水银温度计测出热电偶的冷端温度，然后按下式计算：

$$E(t, 0℃) = E(t, t_1) + E(t_1, 0℃) \quad (7.1\text{-}12)$$

式中，$E(t, 0℃)$ 为修正后的电动势；$E(t, t_1)$ 为测量端温度为 t，冷端温度为 t_1 时热电偶的电动势；$E(t_1, 0℃)$ 为冷端温度为 t_1 时电动势的修正值，由分度表查出。

但在实际使用中常采用实际测量冷端温度或直接以工业生产现场平均温度为基础，再乘以一个修正系数 K，得到冷端温度的修正值。表 7.1-25 为一些热电偶的冷端温度修正系数 K。

表 7.1-25 热电偶冷端温度修正系数

工作温度/℃	冷端温度修正系数 K				
	T型热电偶	E型热电偶	J型热电偶	K型热电偶	S型热电偶
0	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00
20	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00
100	0.86	0.90	1.00	1.00	0.82
200	0.77	0.83	0.99	1.00	0.72
300	0.68	0.81	0.99	0.98	0.69
400	0.65	0.83	0.98	0.98	0.66
500	0.65	0.79	1.00	1.00	0.63
600	—	0.78	1.00	0.96	0.62
700	—	0.80	0.91	1.00	0.60
800	—	0.80	0.82	1.00	0.59
900	—	—	0.84	1.00	0.56
1 000	—	—	—	1.01	0.55

续表 7.1-25

工作温度/℃	冷端温度修正系数 K				
	T型热电偶	E型热电偶	J型热电偶	K型热电偶	S型热电偶
1 100	—	—	—	1.11	0.53
1 200	—	—	—	—	0.53
1 300	—	—	—	—	0.52
1 400	—	—	—	—	0.52
1 500	—	—	—	—	0.53
1 600	—	—	—	—	0.53

3）校正仪表机械零点法　当热电偶与动圈式仪表配套使用时，若热电偶的冷端温度比较恒定，对测量精度要求又不太高时。可将动圈仪表的机械零点调至热电偶冷端所处的温度。

此法非常简便，在工业上经常采用。但由于冷端所处的室温也经常在变化，这种方法只是近似的。

4）补偿电桥法　补偿电桥法是利用不平衡电桥产生的不平衡电压来补偿热电偶因冷端温度变化而引起的热电势变化值。表 7.1-26 列出了常用热电偶冷端补偿器的型号及规格。

表 7.1-26 常用热电偶冷端补偿器的型号及规格

冷端补偿器型号	配用热电偶	补偿温度范围/℃	电源电压/V	内阻/Ω	补偿误差/mV
WBC-01	铂铑 10-铂	0~50	~220	1	±0.045
WBC-02	镍铬-镍硅	0~50	~220	1	±0.16
WBC-03	镍铬-康铜	0~50	~220	1	±0.18
WBC-57-S	铂铑 10-铂	0~40	4	1	±（0.015±0.001 5 t）
WBC-57-T	镍铬-镍硅	0~40	4	1	±（0.04±0.004 t）
WBC-57-K	镍铬-康铜	0~40	4	1	±（0.065±0.006 5 t）

注：t 为冷端温度。

4 电阻温度计

利用导体或半导体的电阻率随温度变化的特性而实现温度测量。

电阻温度计是工业上广泛应用于温度测量的感温元件，它具有结构简单、精度高、材料的物理化学性能稳定、无需参比温度、使用方便等优点。缺点是需要电源激励，有自热现象。

电阻温度计与显示仪表配套使用，可以远传、显示、记录和控制 -200~+850℃温度范围内的液体、气体、蒸汽等介质及固体表面的温度。

4.1 电阻温度计的分类

电阻温度计按制造材料分类有：纯金属电阻温度计、合金电阻温度计和半导体温度计。

按结构分类有：普通电阻温度计和铠装电阻温度计。

4.2 纯金属电阻温度计

常用的纯金属电阻温度计有铂电阻温度计、铜电阻温度计、镍电阻温度计以及铟电阻温度计。

4.2.1 铂电阻温度计

铂电阻温度计是以高纯铂丝为感温元件。其特点是具有良好的物理化学稳定性，耐腐蚀性能好，不易氧化，电阻与温度线性关系良好，电阻率高，质地柔软，易于加工成形等优点，是应用最为广泛的热电阻。同时测温范围很广，一般为 -270～1 200℃。但在高温下，易受还原性介质损伤，质地变脆。制成的标准铂电阻温度计，测温非常准确，是国际温标中的主要内插仪器之一。

铂电阻温度计由感温元件、绝缘管、保护管和接线盒等部件组成。其类型按用途可分为标准型和工业型（热电阻），通常对标准型铂电阻温度计按其适用的温度和结构又可分为长杆型、套管型以及高温型三类，而工业型铂电阻温度计又可分为普通型和铠装型两类。

表 7.1-27 为铂电阻温度计的性能。

表 7.1-27 铂电阻温度计的性能

项目	标准型铂电阻温度计			工业型铂电阻温度计	
	长杆型	套管型	高温型	普通型	铠装型
分度号	Pt100；Pt10				
测温范围/℃	-190～660	-260～200	-200～850	-200～850	-200～850
允许误差/℃	A级：± $(0.15+0.002\|t\|)$ B级：± $(0.30+0.005\|t\|)$（t 为测量温度）				
电阻温度系数/K^{-1}	0.003 85				
电阻 R-温度 t 关系	$t\geqslant0$℃时，$R(t)=R_0(1+At+Bt^2)$；$t<0$℃时，$R(t)=R_0[1+At+Bt^2+Ct^3(t-100)]$ 其中 $A=3.908\,3\times10^{-3}$℃$^{-1}$；$B=-5.775\times10^{-7}$℃$^{-2}$；$C=-4.183\times10^{-12}$℃$^{-4}$，R_0 是温度为0℃时的电阻值				
优点	精确度高，铂丝可随温度变化而自由膨胀和收缩，抗振能力强，电阻-温度特性稳定，复现性好，测温范围宽，体积小			灵敏度高，体积小，响应速度快，抗振性能好，绝缘性能好	响应速度快，抗振、抗冲击性能好，使用寿命长，安装方便
缺点	价格昂贵				

表 7.1-28 为铂电阻温度计的分度简表。

表 7.1-28 铂电阻温度计的分度简表

温度/℃	分度号		温度/℃	分度号		温度/℃	分度号	
	Pt100	Pt10		Pt100	Pt10		Pt100	Pt10
-200	18.52	1.852	160	165.05	16.505	520	287.62	28.762
-180	27.10	2.710	180	168.48	16.848	540	294.21	29.421
-160	35.54	3.554	200	175.86	17.586	560	300.75	30.075
-140	43.88	4.388	220	183.19	18.319	580	307.25	30.725
-120	52.11	5.211	240	190.47	19.047	600	313.71	31.371
-100	60.26	6.026	260	197.71	19.771	620	320.12	32.012
-80	68.33	6.833	280	204.90	20.490	640	326.48	32.648
-60	76.33	7.633	300	212.05	21.205	660	332.79	33.279
-40	84.27	8.427	320	219.15	21.915	680	339.06	33.906
-20	92.16	9.216	340	226.21	22.621	700	345.28	34.528
0	100.00	10.000	360	233.21	23.321	720	351.46	35.146
20	107.79	10.779	380	240.18	24.018	740	357.59	35.759
40	115.54	11.554	400	247.09	24.709	760	363.67	36.367
60	123.24	12.324	420	253.96	25.396	780	369.71	36.971
80	130.90	13.090	440	260.78	26.078	800	375.70	37.570
100	138.51	138.51	460	267.56	26.756	820	381.65	38.165
120	146.07	14.607	480	274.29	27.429	840	387.55	38.755
140	153.58	15.358	500	280.98	28.098	850	390.48	39.048

4.2.2 铜电阻温度计

铜电阻温度计属于工业型热电阻，其感温元件材料由纯度为99.99%（质量分数）的铜丝制成。其优点是易于加工、互换性好、价格低廉、电阻-温度关系近似于线性、在测温范围内具有很好的稳定性。缺点是体积较大、热响应速度较慢、温度超过20℃后易氧化，且在150～200℃范围内长期加热时机械强度会显著下降。

铜电阻温度计的主要技术性能如下。

分度号：Cu50 和 Cu100

测温范围：-50～150℃；

允许误差：± $(0.3+0.6\times10^{-3}|t|)$；

平均电阻温度系数：(0.004 28 ± 0.000 02) ℃$^{-1}$；

电阻-温度关系：$R(t)=R_0(1+At+Bt^2+Ct^3)$ (7.1-13)

式中，$A=4.288\,99\times10^{-3}$℃$^{-1}$；$B=-2.133\times10^{-7}$℃$^{-2}$；$C=1.233\times10^{-9}$℃$^{-3}$；R_0 是温度为0℃时的电阻值。

表 7.1-29 为铜电阻温度计的分度简表。

表 7.1-29 铜电阻温度计的分度简表

温度/℃	分度号		温度/℃	分度号		温度/℃	分度号	
	Cu100	Cu50		Cu100	Cu50		Cu100	Cu50
-50	78.49	39.24	20	108.56	54.28	90	138.52	69.26
-40	82.80	41.40	30	112.84	56.42	100	142.80	71.40
-30	87.10	43.55	40	117.12	58.56	110	147.08	73.54
-20	91.40	45.70	50	121.40	60.70	120	151.36	75.68
-10	95.70	47.85	60	125.68	62.84	130	155.66	77.83
0	100.00	50.00	70	129.96	64.98	140	159.96	79.98
10	104.28	52.14	80	134.24	67.12	150	164.27	82.13

4.2.3 镍电阻温度计

镍电阻温度计也属于工业型热电阻，其优点是体积较小、价格低廉、在 -30～160℃范围内抗氧化性能较好、有很高的平均电阻温度系数；缺点是不易加工、电阻-温度关系特性复现性差、精确度较低。

镍电阻温度计的主要技术性能如下。

分度号：Ni100

测温范围：-60～180℃；

允许误差：-60～0℃ ± $(0.4+0.028\times10^{-3}|t|)$；

0～180℃ ± $(0.4+0.07\times10^{-3}|t|)$；

平均电阻温度系数：0.006 188 ℃$^{-1}$；

电阻-温度关系：$R(t)=R_0(1+At+Bt^2+Ct^4)$ (7.1-14)

式中，$A=5.485\times10^{-3}$℃$^{-1}$；$B=6.65\times10^{-6}$℃$^{-2}$；$C=2.805\times10^{-11}$℃$^{-4}$；R_0 是温度为0℃时的电阻值。

4.2.4 铟电阻温度计

铟电阻温度计是一种用于低温测量的热电阻，其优点是体积较小、机械强度高、灵敏度高、电阻-温度关系线性好；缺点是铟的纯度不高、制造困难、电阻-温度关系特性复现性差，精确度较低。

铟电阻温度计的主要技术性能如下。

测温范围：4～300 K；

电阻-温度关系：$R(t)=At+Bt^5$ (7.1-15)

式中，A、B 为在两个温度点分度而确定的常数。

4.2.5 电阻温度计的感温元件

电阻温度计感温元件按其外形可分为柱状、片状等，按其制造工艺又可分为丝绕型和膜型两种。

表 7.1-30 为电阻温度计感温元件的结构与特点。

表 7.1-30　电阻温度计感温元件的结构与特点

类型		结构简图	元件尺寸/mm	特　点
铜热电阻	丝绕型	塑料或胶木骨架	$\phi 6 \times 40$	结构简单，价格低廉，耐振、耐冲击性能好。体积较大，热响应速度慢。用于要求较低的场合
		简易骨架	—	结构简单，价格低廉，体积较小，耐振、耐冲击性能好。测温温度在 250℃以下。用于温度要求不高以及强烈振动的场合，铂和镍热电阻也有此简易结构
铂热电阻与镍热电阻		云母骨架	10×100	价格低廉，自热小，热响应速度快，耐振、耐冲击性能好。一般用于 < 500℃
		玻璃骨架	$\phi 4 \times$（10 ~ 40）	体积小，自热较小，热响应速度较快，耐振、耐冲击性能较差。主要用于 < 500℃
		外绕陶瓷骨架	ϕ（1.6 ~ 3）×（10 ~ 40）	体积小，自热较小，热响应速度较快，耐振、耐冲击性能较差。主要用于 < 600℃
		内绕陶瓷骨架		体积小，耐高温、耐振、耐冲击性能较差。自热较大，热响应速度较慢，电感较大。主要用于测温空间受限或高温场合
	膜型	薄膜	膜厚：2 ~ 3 μm	体积最小，自热较小，热响应速度较快，耐振性能较好，价格低廉，制造方便。耐低温、耐冲击性能较厚膜感温元件好。主要用于 - 50 ~ 600℃，也可扩展到 - 200 ~ 800℃
		厚膜	膜厚：~ 7 μm	体积小，自热较小，热响应速度较快，耐振性能较好。耐低温、耐冲击性能较差。主要用于 - 50 ~ 500℃

4.2.6 电阻温度计的绝缘材料和保护管

电阻温度计的绝缘材料和保护管的作用、要求和材料与热电偶相同，详见表7.1-16～7.1-18。

4.2.7 电阻温度计的引出线

电阻温度计的引出线分为两线、三线和四线三种。标准电阻温度计均为四线制。工业电阻温度计一般采用两线制和三线制。为减小引出线对测温结果的影响，铂热电阻引出线的电阻值应小于感温元件在0℃时的名义电阻 R_0 的1‰；铜热电阻引出线的电阻值应小于 R_0 的2‰。此外，还要求引出线应耐温，绝缘性能好，有稳定的物理化学性能，其电阻-温度系数应与感温元件相近，并且引出线与热电阻丝间的热电动势要尽可能小。

4.3 热敏电阻

半导体温度计主要有锗电阻温度计、硅电阻温度计、碳电阻温度计、碳玻璃电阻温度计以及热敏电阻。除热敏电阻外，其余半导体温度计均用于低温测量。

热敏电阻是一种电阻值随温度变化而呈指数变化的多晶半导体感温元件。感温元件主要由过渡金属的氧化物烧结而成，用于低温的元件是由锰、镍、钴、铜、铬、铁等复合氧化物烧结而成，具有负温度系数。用于高温的元件是由稀土元素的氧化物烧结而成，具有正温度系数。感温电阻可以制成珠状、柱状、片状、薄膜状、厚膜状以及线状。

热敏电阻的优点是体积小、结构简单、输出信号大、灵敏度比热电偶和金属电阻温度计高、热容量小、响应速度快、引线影响小、磁阻效应小。缺点是互换性较差、线性度较差、部分品种的稳定性较差。

热敏电阻按其温度系数可分为正温度系数热敏电阻（PTC）、负温度系数热敏电阻（NTC）和临界温度热敏电阻（CRT）三种。温度检测用热敏电阻主要采用负温度系数的感温电阻。

热敏电阻的主要技术性能如下。

测温范围：-100～300℃；

电阻-温度关系：$R(T)=R_0\exp\left[B\left(\frac{1}{T}-\frac{1}{T_0}\right)\right]$ (7.1-16)

式中，B 为热敏系数，K，与热敏电阻的材料、结构有关；T_0 为参考端温度，通常为25℃。

R（25）和 B 值是热敏电阻的重要参数，过大或过低均影响热敏电阻的稳定性，B 值越大，灵敏度越高。用于测量较高温度时，R（25）和 B 值应选大一些，测量较低温度时可选小些。

5 辐射温度计

辐射温度计是一种通过检测物体向周围空间辐射的热辐射电磁波能量而实现温度测量的仪表，也称为非接触式测温仪表。常见的有根据物体在高温时的发光亮度测定温度的光学高温计，以及将热辐射能量聚焦于感温元件上，再根据全频段辐射能的强弱测定温度的全辐射温度计。

辐射测温有着近200年的历史，20世纪60年代以前主要用于800℃以上的高温测量，但随着红外技术的发展，辐射测温法由可见光向红外线扩展，对700℃以下不发射可见光的物体也能应用，辐射测温下限向常温扩展，可用于低到0℃左右的温度测量，且分辨率很高。同时，随着科学技术的发展，辐射测温也逐步向动态和快速测量的方向发展，响应速度在毫秒级甚至微秒级的辐射温度计已相继问世。

辐射测温法的优点是测量上限不受感温元件耐热程度的限制，最高可测温度原则上没有限制；辐射测温仪表不需与被测对象进行热交换，不会干扰被测温度场，具有较高的准确度，且响应时间短，测温速度快，可对运动物体进行测量；直接应用基本的辐射定律，可以直接测量热力学温度。其缺点是不能直接得到被测对象的实际温度，必须根据物体不同的发射率对读数进行修正，一般误差较大；易于受中间介质的影响，特别是在工业生产现场，环境比较恶劣，测量结果的偏差会更大；辐射测温原理复杂，辐射温度计的结构也相对复杂，价格昂贵。

5.1 辐射温度计的测温原理

辐射测温的基本原理是依据黑体辐射定律，主要包括普朗克定律、维恩位移定律和斯忒藩-玻尔兹曼定律。表7.1-31为辐射测温常用黑体辐射定律。表7.1-32为辐射测温法的常用术语。

表7.1-31 辐射测温常用黑体辐射定律

黑体辐射定律	基本方程	备注
基尔霍夫定律	$\frac{M(\lambda,T)}{\alpha(\lambda,T)}=M_{黑}(\lambda,T)$	$M(\lambda,T)$ 为物体的光谱辐射出度，W/m^3；$M_{黑}(\lambda,T)$ 为黑体的光谱辐射出度，W/m^3；$M(T)$ 为物体的辐射出度，W/m^2；$\alpha(\lambda,T)$ 为物体的单色光谱吸收系数；λ 为真空中辐射光谱波长，m；λ_m 为真空中黑体辐射光谱峰值波长，m；T 为热力学温度，K；C_1 为第一辐射常数，$C_1=(3.741\,832\pm0.000\,020)\times10^{-16}\ W\cdot m^2$；$C_2$ 为第二辐射常数，$C_2=1.438\,8\times10^{-2}\ m\cdot K$；$\sigma$ 为斯忒藩-玻尔兹曼常数，$\sigma=(5.670\,32\pm0.000\,71)\times10^{-8}\ W/(m^2\cdot K^4)$；$L(\lambda,T)$ 为物体的光谱辐射亮度，$W/(sr\cdot m^3)$；$L(T)$ 为物体的辐射亮度，$W/(sr\cdot m^2)$
普朗克定律	$M(\lambda,T)=\frac{C_1}{\lambda^5}\cdot\frac{1}{\exp(C_2/\lambda T)-1}$	
维恩定律	$M(\lambda,T)=C_1\lambda^5\exp(-C_2/\lambda T)$	
维恩位移定律	$\lambda_m T=2\,898\ \mu m\cdot K$	
斯忒藩—玻尔兹曼定律	$M(T)=\sigma T^4$	
实际物体测温时的换算公式	$L(\lambda,T)=\frac{1}{\pi}M(\lambda,T)$ $L(T)=\frac{1}{\pi}M(T)$	

表 7.1-32 辐射测温法的常用术语

术语	符号	说明
发射率	ε	在相同的温度和波长下，物体与绝对黑体的光谱辐射出度的比值。与物体的性质、温度和表面状况等因素有关
辐射出度	M	辐射源单位表面积上所发出的辐射通量
辐射亮度	L	辐射源单位投影面积和单位立体角内的辐射通量
表观温度	T_A	温度为 T 的辐射体（非黑体）的光谱辐射亮度同温度为 T_A 的黑体光谱辐射亮度相同时，T_A 就为该辐射体的表观温度，表观温度包括辐射温度、亮度温度和颜色温度
辐射温度	T_p	温度为 T 的辐射体（非黑体）的全波长光谱辐射亮度同温度为 T_p 的黑体全波长光谱辐射亮度相同时，T_p 就为该辐射体的辐射温度
亮度温度	T_s	温度为 T 的辐射体（非黑体）在某一波长下的光谱辐射亮度同温度为 T_s 的黑体在同一波长下的光谱辐射亮度相同时，T_s 就为该辐射体的亮度温度，简称亮温
比色温度	T_c	温度为 T 的辐射体（非黑体）在对应波长 λ_1 和 λ_2 下的光谱辐射亮度同温度为 T_s 的黑体在相同对应波长下的光谱辐射亮度相同时，T_c 就为该辐射体的颜色温度，也称为颜色温度和比值温度，简称色温
有效波长	λ_e	在某一可以确定的波长下，对应于温度 T 和 T_0 的黑体的光谱辐射亮度之比等于在相同温度下仪器探测元件所接收到的黑体辐射亮度之比，此波长就称为该测温仪器在温度间隔［T_0，T］内的有效波长或者平均有效波长

5.2 辐射温度计的分类和基本结构

辐射温度计按测温原理可分为：

1）亮温法 包括隐丝式光学高温计、恒亮式光学高温计、光电温度计、红外温度计以及光谱温度计，得到的温度为亮度温度 T_s。

2）比色法 有单通道比色温度计、双通道比色温度计，得到的温度为比色温度 T_c。

3）全辐射法 全辐射温度计，得到的温度为全辐射温度 T_p，以及部分辐射温度计。

4）多色法 三色温度计、四色温度计、六色温度计。

5）光谱法 主要用于 4 000 K 以上的等离子体的温度测量，测量得到的温度为真实温度。

辐射温度计按使用波长可分为：

1）单色波长温度计 如光学高温计、光电高温计，有效波长为 650 nm 或 660 nm。

2）全波长温度计 理论使用波长范围为 0 ~ ∞。一般指由热电堆做探测器的全辐射温度计，有效波长为 100 ~ 100 000 nm。

3）部分波长温度计 又可分为窄波段和宽波段温度计两种，是种类最多的辐射温度计，包括红外温度计以及各种使用一定光波波段的温度计。

4）比色温度计 辐射温度计按使用温度可分为高温型（900℃以上），中温型（300 ~ 1 100℃）以及低温型（300℃以下）辐射温度计。

辐射温度计按结构可分为光纤式温度计、测微温度计、半球放射式温度计以及热像仪。

表 7.1-33 为各类辐射温度计的类型及其性能。

表 7.1-33 辐射温度计的类型及其性能

辐射温度计类型	光学高温计		光电高温计		比色温度计	全辐射温度计	部分辐射温度计			
测温原理 依据定律	普朗克定律					斯忒藩 - 玻尔兹曼定律				
测温原理 实现方法	测量单色辐射亮度				测量两个单色辐射亮度比值	测量全辐射或部分辐射能量				
敏感元件	人眼	光电倍增管	硅光电池	硫化铅光敏电阻	硅光电池	热电堆	硅光电池	热敏电阻	热释电元件	硫化铅光敏电阻
工作波长/μm	0.6 ~ 0.7	0.3 ~ 1.2	0.4 ~ 1.1	0.6 ~ 3.0	0.4 ~ 1.1	0 ~ ∞ (0.4 ~ 14)	0.4 ~ 1.1	0.2 ~ 40	4 ~ 200	0.6 ~ 3.0
响应时间/s	取决于操作者	< 3			< 3	0.5 ~ 4	< 1			
测温范围/℃	800 ~ 3 200	400 ~ 2 000			400 ~ 2 000	600 ~ 2 500	− 50 ~ 3 000			
精确度	±(0.5 ~ 1.5)%	±（0.5 ~ 1.5)%			±（1 ~ 1.5)%	±(1.5 ~ 2)%	±1%			
优点	光学高温计结构简单，价格低。测量精确度高，稳定性好，光路上介质吸收及被测物体表面发射率变化影响较全辐射温度计小				灰体条件下表示值接近真实温度，在有非选择性介质中仍可工作。对非黑体，适当选择波长后，发射率影响可减至最小	测温下限低，感温器结构简单				
缺点	光学高温计用人眼比较，主观误差较大，不易自动读数				结构较复杂，若光路上有某种介质对仪表所用两个波长之一有明显吸收峰时无法正常工作	介质吸收和被测表面发射率的选择性变化的影响难以克服				

辐射温度计由光学系统、探测器以及信号处理装置，其基本构成如图 7.1-12 所示。

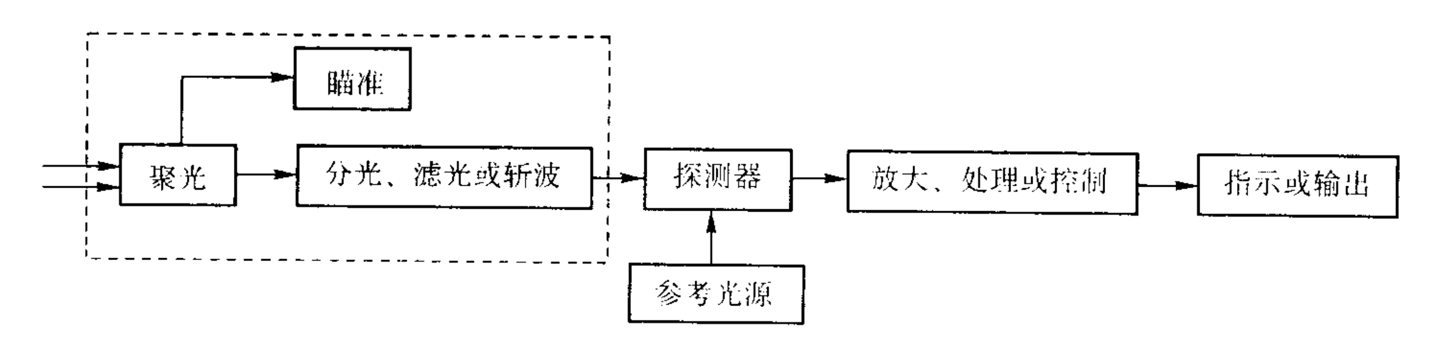


图 7.1-12　辐射温度计的基本构成

光学系统主要分为小孔光学系统、透镜和反射镜光学系统、纤维光学系统以及单色器（如滤光片）。表 7.1-34 为各类光学系统的特点。

表 7.1-34　辐射温度计光学系统的特点

光学系统名称	优　点	缺点
小孔光学系统	结构简单	对视角和目标尺寸有限制，探测器的辐照度较低，灵敏度较差，不适于中低温场合
透镜光学系统	聚焦系统可以制造成便携式，对目标尺寸没有限制，精度较高，在可见光和近红外区域工作的辐射温度计的透镜材料价格较低，光学、机械和化学特性较好	在红外区域工作的辐射温度计的透镜材料价格很高
反射镜光学系统	聚焦系统可以制造成便携式，对目标尺寸没有限制，精度较高，不受色差的影响	必须设置前窗以保护温度计内部不受灰尘、湿气、烟气的影响，前窗价格昂贵
纤维光学系统	体积小，光导管可弯曲，可远距离测量，用于存在屏障不能直接对被测目标机械瞄准，工作环境存在大量雾气、烟气或水蒸气、有强核辐射、强电磁场以及感应加热情况下需要小尺寸光学传感头的场合	光纤长度取决于被测目标的温度

5.3　光学高温计

光学高温计是根据物体光谱辐射亮度随温度升高而增加的原理，采用亮度平衡法，由人眼比较被测物体与装在光学高温计内部的温度灯泡的亮度，通过人为调整灯丝电流或利用光楔等改变被测物体投射到人眼的辐射亮度，使两者亮度相等，实现 800℃以上温度的测量。

光学高温计可分为工业隐丝式光学高温计、恒亮式光学高温计、电子式光学高温计（光电高温计）、精密光学高温计和红外温度计等，应用最广的为工业隐丝式光学高温计。

5.3.1　工业隐丝式光学高温计

工业隐丝式光学高温计由光学系统与电测系统组成。在光学系统中使用了红色滤光片或中性灰色滤光片，使工作波段限制在较窄的范围内。其最大缺点是不能用于自动控制，正逐渐被使用光电探测器的温度计所代替。

工业隐丝式光学高温计的主要技术性能指标见表 7.1-35 所示。

表 7.1-35　工业隐丝式光学高温计的主要技术性能指标

项目	测温范围/℃	精确度	基本误差/℃	测量距离/mm	工作条件
参数	800 ~ 1 500 1 200 ~ 2 000 1 800 ~ 3 200	1.5 级	800 ~ 900：±33 900 ~ 1 500：±22 1 200 ~ 2 000：±30 1 800 ~ 3 200：±80	≥700	环境温度：10 ~ 50℃ 相对湿度：≤85%

为了使光学高温计的灯丝与被测物体的像达到亮度平衡，必须使灯丝的入射角大于出射角三倍，否则会由于衍射作用在灯丝边缘处出现两条暗线。表 7.1-36 给出了入射角与出射角的最佳选择。

表 7.1-36　入射角与出射角的最佳选择

灯丝类型	出射角/rad	最小入射角/rad
扁平灯丝（任意宽度）	0.02	0.07
	0.03	0.10
	0.04	0.13
	0.06	0.17
	0.08	0.21
	0.10	0.23
	0.12	0.25
圆形灯丝（ϕ0.04 mm ~ ϕ0.06 mm）	0.01	0.04 或更大
	0.02	0.06 ~ 0.16
	0.04	0.08 ~ 0.13

5.3.2　恒亮式光学高温计

恒亮式光学高温计由组装为一体的光学系统、温度灯电路以及光楔读数系统组成。其测温范围为 900 ~ 1 500℃，精确度为 1 级，测量距离要求不小于 1 000 mm。

5.3.3　精密光学高温计

精密光学高温计有两个级别：用于复现国际温标的基准温度计和用于传递国际温标的标准温度计。

基准温度计的特点是本身不能分度，而是用作对两个外部辐射源进行单色亮度比较，也称为光电比较仪。外部辐射源可以是固定点黑体或钨带灯，其有效波长通常在 660 nm 附近和 900 ~ 1 000 nm 之间。探测器一般采用光电倍增管和硅光电池，温度分辨率在金的凝固点温度（1 064℃）约为几个 mK；最低测量温度为 700℃。

标准温度计用于检定实验室，其特点是结构简单；根据温度计输出与目标温度的关系来进行分度。探测器通常使用

硅光电池；最低测量温度可以到400℃。

5.3.4 红外温度计

红外温度计的工作波段为红外波长范围，其光谱范围为0.5～14 μm。表7.1-37为不同波段的红外温度计的用途简表。

表7.1-37 不同波段的红外温度计的应用

工作波长 /μm	应 用	工作波长 /μm	应 用
0.7～1.1	高精度和工业测量	4.4～4.6	火焰温度测量
1.1～1.7	中温范围的通用测量，金属与玻璃工业	4.8～5.2	玻璃和陶瓷表面温度测量
2.0～2.5	通用的工业测量	7.9	薄膜塑料（聚酯、尼龙、氟塑料）、薄玻璃
3.43	薄膜塑料（碳氢聚合物）、石油、油漆、纸张	8～14	低温测量，长距离测量
3.9	燃气炉和燃油炉		

5.4 全辐射温度计

全辐射温度计是通过测量辐射体全波能量的方法来测量温度的，探测器一般采用热电堆、热敏电阻或热释电元件。全辐射温度计的优点在于结构坚固、稳定性高，价格比较便宜，而且光学系统中没有滤光片，探测器接受很宽波段的辐射能量；缺点是测量结果与真实温度相差较大。

全辐射温度计的分类、结构与特点见表7.1-38。

全辐射温度计的主要技术性能指标见表7.1-39。

表7.1-38 全辐射温度计的分类、结构与特点

全辐射温度计类型	结构示意简图	特 点
全辐射温度计	物镜 探测器 显示仪表	探测器输出信号直接用于指示和记录，中间无其他电子器件，具有较高的稳定性和重复性
放大式（调制放大式）全辐射温度计	物镜 调制盘 探测器 交流放大器 显示仪表 电动机	当被测物体温度较低，探测器输出信号不能直接指示或记录时，在光学系统中增加调制盘和交流放大器，如果调制频率与探测器最佳响应频率相近，可获得较高的信噪比

表7.1-39 全辐射温度计的主要技术性能指标

项目	测温范围 /℃	基本误差限 /℃	测量距离系数	响应时间 /s	工作条件
参数	400～1 200	400～1 200：±16	$L/D=20$ 正常测量距离 1～2 m	<6	环境温度：10～50℃ 相对湿度：≤85%
	700～2 000	700～2 000：±20			

5.5 比色温度计

比色温度计是利用被测物体两个不同波长（或波段）的辐射能量之比与其温度的关系实现辐射测温的仪表。比色温度计的灵敏度和准确度较低，不能用于实验室的精密测量，但在中间介质吸收较大以及有干扰的场合，比色温度计是较好的选择。比色温度计可分为单通道型、双通道型和色敏型。

单通道型比色温度计是利用由电动机带动的辐射调制器将入射辐射变为两束不同波长的辐射，并交替进入光路，由一个探测器接收，再转换为电信号并实现比值。其优点是仪表稳定性高，对探测器、放大器以及电源的稳定性要求较低；缺点是采用辐射调制器以后，在快速瞬变温度测量时，会产生较大的动态误差。图7.1-13为典型的单通道型比色温度计的示意图。

双通道型比色温度计采用两个探测器，分别按各自的通道接收来自不同波长的辐射并转换为电信号，再进行比值。探测器一般为硅光电池。双通道型比色温度计的优点是快速瞬变温度测量时的动态品质比单通道好；缺点是对探测器要求较高，其技术性能指标必须一致，否则会带来测量误差。同时信号处理系统的稳定性也是决定误差大小的一个重要因素。

色敏型比色温度计是入射辐射束投射到色敏元件上，由色敏元件的两个单元将两个不同波长的辐射转换为电信号，再由计算电路实现比值。其优点是温度计结构简单，不需要调制器，动态品质好，适合于快速瞬变温度的测量；缺点是对色敏元件的要求较高。

表7.1-40为典型比色温度计的主要技术性能指标。

表7.1-40 典型比色温度计的主要技术性能指标

项 目	测温范围 /℃	基本误差限	工作波长 /μm	响应时间 /s	距离系数
参数	550～3 200	±0.5%满量程温度 ±1.0%满量程温度	1.0 μm附近的两个窄波段	0.04～10 s（可调）	$L/D=15$，30，60，90

5.6 热像仪

物体表面温度分布及热状态的测量称为热像测量。测量热像的仪器称为热像仪。由于其利用红外辐射波段进行温度测量，也称红外热像仪。

5.6.1 热像仪的工作原理

热像仪利用3～5.6 μm或8～14 μm红外波段的扫描来测量物体表面温度分布及状态，并通过热成像技术给出被测热

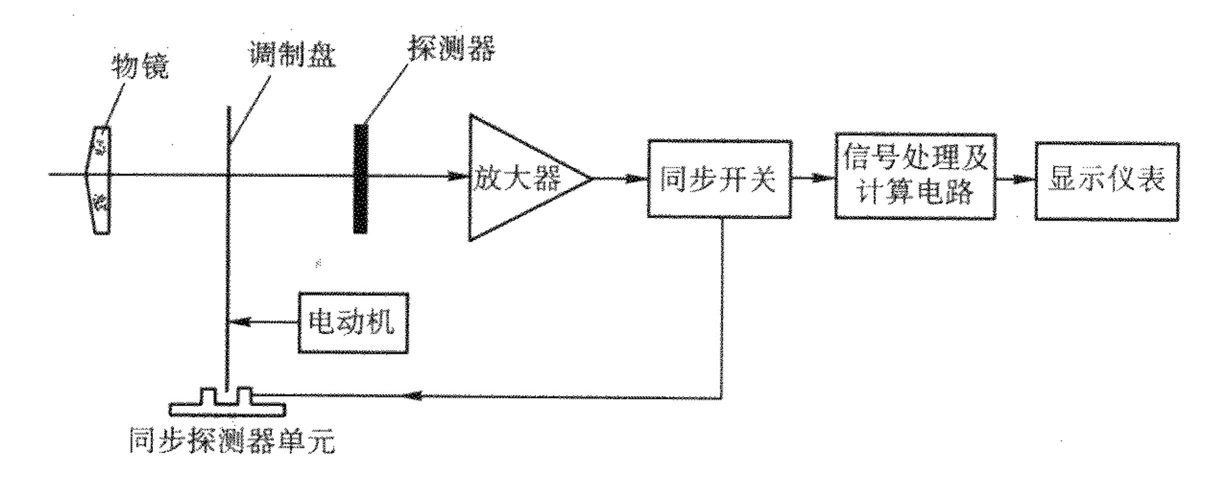


图 7.1-13　典型的单通道型比色温度计的示意图

辐射体的温度、温度分布值以及热像图（即二维温度分布图）。

热像仪通常由目标扫描系统、红外探测器、信号处理放大系统、同步控制系统以及显示器组成。为了将目标成像，还配置有电光转换器、成像扫描系统、CRT显示与照像系统，如图7.1-14所示。图7.1-15为一种热像仪。

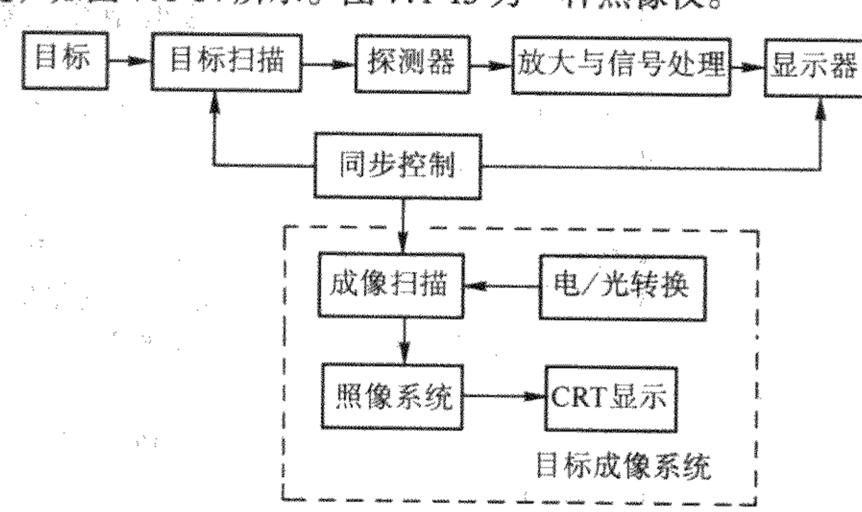


图 7.1-14　热像仪的结构框图

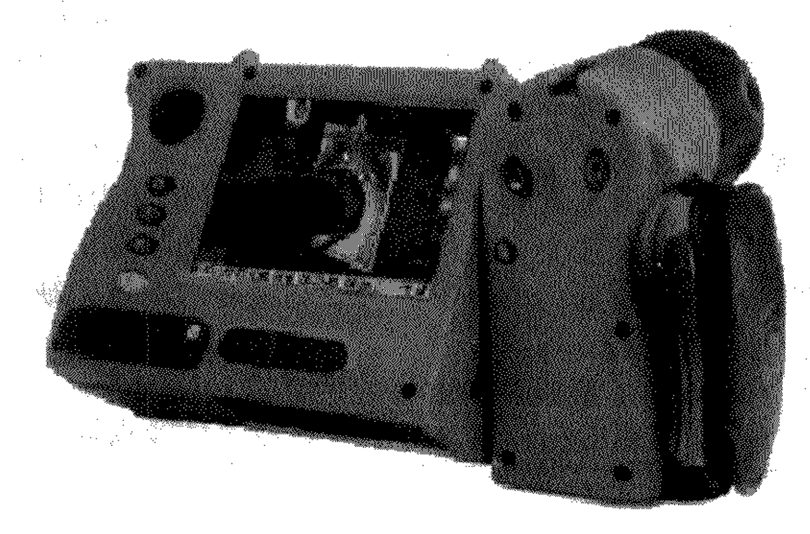


图 7.1-15　红外热像仪

热像仪的工作步骤是：利用由红外探测器、光学成像物镜和光机扫描系统（目前先进的焦平面技术则省去了光机扫描系统）组成的目标扫描系统对被测目标在一定区域内进行扫描，接受被测目标的红外辐射能量分布图形，测定该区域的温度及温度场，得到的信号在程序控制下分别投向红外探测器的光敏元件上进行光电转换。在光学系统和红外探测器之间，有一个光机扫描机构对被测物体的红外热像进行扫描，并聚焦在单元或分光探测器上，由探测器将红外辐射能转换成电信号，获得正比于光通量的信号电流，经放大处理、转换成标准视频信号通过电视屏或监测器显示红外热像图。经放大后的信号电流再经过电光转换，在同步信号控制下由成像扫描系统在示波器或CRT上显示出目标画面。

这种热像图与物体表面的热分布场相对应。实际使用中由于被测目标物体各部分红外辐射的热像分布图信号非常弱，与可见光图像相比，缺少层次和立体感，因此，为更有效地判断被测目标的红外热分布场，常采用一些辅助措施来增加热像仪的实用功能，如图像亮度、对比度的控制，实标校正，伪色彩描绘等高线和直方图进行数学运算、打印等。

热像仪具有非接触测温的全部优点：测温范围－170～2 000℃；分辨率达0.1℃，具有很高的准确度；响应速度快，可在毫秒级时间内测出物体温度场；空间分辨率高，可测量小目标物体，不破坏温度场；测量距离不受限制；操作简单、安全可靠，易于实现自动化和“实时观察”。

目前先进的热像仪一般都采用先进的第四代焦平面、非制冷、微量热型 Microbolometer 传感器，灵敏度可达0.06℃；自动调整最佳影像、温宽及温阶，免除手动调整影像；内置激光指引点，快速指引拍摄位置；自动校正环境温度偏移及补偿功能；可设定多个圆形或矩形区域（可调整大小、可移动）进行测量，能迅速读取设定区域内的最高温、最低温或平均温度；自动追踪标示区域内/曲线最高、最低温与位置；能够显示水平/垂直温度分布曲线图，可比较目标物的横向或纵向温度分布趋势；可实现等温线温度，直接显示设定温度值以上、中间或以下的温度分布图，迅速寻找影像内各种温度的分布；还配合有数字影像、数字语音及文字批注记录功能。

5.6.2　热像仪的应用

红外热像仪已经在军事、国防、刑侦、医学、冶金、电子、电力、石化、建筑等行业和科研等方面获得了广泛应用。在工业生产中，经常需要监测某些处于高温、高压的设备的运行情况，采用热像仪进行温度监测，可以保证设备的安全运行，及时发现各种设备的隐蔽性故障以便及时排除隐患。

热像仪主要应用在以下两个方面：

1）被测对象面积较大且温度场分布不均匀时，要测量整个面积的平均温度或表面温度场随时间的变化。如铸造、轧制和冶炼等过程的温度检测、热处理后的冷却速度控制、加热炉的内部温度、管道热流分析、生产过程热监控（如塑料产品的模具温度监控）、工业产品（如各种泵、电机、玻璃制造）运行中的温度监控等。

2）在有限的区域内寻找过热点或过热区域。如工业窑炉耐火材料侵蚀和剥落的监测、电站潜在过热监控、锅炉内部过热与重要设备局部过热监控、工业零部件过热监视（如轴承过热）以及早期火灾预警、电线杆零部件热运行监测等。

5.7　辐射温度计的选型

辐射温度计选型的主要依据是仪表的主要技术参数，这些技术参数主要包括：测温范围、基本误差限、重复性误差、工作波长、距离系数、面积影响以及与使用有关的功能如发射率设定功能和时间功能。对于比色温度计还有中性吸收。

表7.1-41为辐射温度计的选型参考。

表 7.1-41 辐射温度计的选型参考

因素	选择参考
温度范围	高温应选择短波温度计，低温应选择长波、宽波段或全辐射温度计
目标情况	按目标距离与目标直径之比选择距离系数。小目标可选择调焦式，大目标可选择非调焦式。当运动小目标和距离变化时，可选择非调焦式，加延时峰值检拾功能。如目标表面情况不稳定，要选择短波和比色温度计，增加平均峰值、延时峰值保持功能
光路清洁程度	光路有水蒸气或 CO_2 气体时，要选择不被水蒸气或 CO_2 气体吸收的波长。有大颗粒灰尘时可选择比色温度计。有火焰、烟气时可选择3.9 μm温度计来减弱火焰、烟气的影响。也可使用吹净装置或窥视管来净化光路
被测对象是否透明	对透明介质，要选择特殊的工作波长，见表7.1-42
背景辐射情况	有灯光类背景可选择长波温度计。对复杂背景辐射，可采用双温度计背景辐射补偿法

表 7.1-42 辐射温度计常用的工作波长、典型探测元件与测温范围

工作波长 /μm	典型探测器	测温范围 /℃	特点	备注
0.65 附近窄波段或较宽波段	硅光电池、人眼	>700	可用钨带灯分度，方便，发射率数据丰富	1）硅光电池的特点：响应快，稳定，使用方便，价格低 2）锗光电池的特点：响应快，使用方便 3）硫化铅光敏电阻的特点：响应快，响应率高 4）热电堆的特点：光谱响应范围宽，使用方便，但响应率低，响应较慢 5）热释电元件的特点：光谱响应范围宽，响应率低，但响应较慢，使用时必须调制。热释电元件主要指 $LiTaO_3$ 热释电元件
0.9 附近窄波段或较宽波段	硅光电池	>500	适用于大多数中、高温度的测量	
1.6 附近较宽波段	锗光电池	>250	可透过玻璃测量中、高温度	
2.2 附近较宽波段	硫化铅光敏电阻	150~2 500	用于测量中、高温度	
3.43 窄波段	热电堆、热释电元件	60~2 000	可透过石英用于塑料薄膜测温	
3.9 窄波段	热电堆、热释电元件	300~2 000	可透过火焰、烟气测温	
4.5 窄波段	热电堆、热释电元件	350~2 200	可测量火焰和烟气、CO_2 气的温度及熔融玻璃池的温度	
4.8~5.2 波段	热电堆、热释电元件	50~2 000	可用于玻璃表面温度测量	
7.9 附近较窄波段	热电堆、热释电元件	0~2 000	可用于塑料薄膜和薄玻璃温度测量	
8~14 以及其他波段	热电堆、热释电元件	-50~1 000	适用于大多数中、低温的测量	

1）工作波长、探测元件与测温范围　表 7.1-42 为辐射温度计常用的工作波长、典型探测元件与测温范围。

2）距离系数　辐射温度计使用时应使目标充满视场。温度计的视场直径由距离系数 C 来确定：

$$C = L/D \tag{7.1-17}$$

式中，L 为测量距离，mm；D 为视场直径，mm。

3）面积影响　辐射温度计在视场直径内接收的能量占实际接收总能量的90%~98%，其余的能量的影响为面积影响。使用时，若使目标直径等于视场直径的1.5~2倍，就能有效克服面积影响。

4）时间功能　时间功能包括用于稳态目标测量的最大、最小、平均值功能，用于非稳态目标测量的响应时间调整、读数保持和可调延时峰值检拾功能。

5）发射率设定功能　正确设定发射率，可以补偿表观温度与真实温度的差以及其他原因造成的亮度变化。

6 光纤温度计

6.1 光纤温度计的分类及原理

光纤温度计是利用光纤作为敏感元件或能量传输介质的温度检测仪表。其特点是传感器体积小，不破坏被测温度场、耐高温高压、抗化学腐蚀、物理和化学性能稳定，灵敏度高，可用于密闭狭窄空间等特殊环境，构形灵活，可制成单根、成束、阵列等结构形式，可用于一般传感器难以达到的场合。在电磁噪声大，不宜采用电信号的场合，光纤温度计极为有效。

光纤温度计按应用分类可分为接触式和非接触式两类。接触式在使用时光纤温度传感器与被测对象接触；非接触式使用时光纤温度传感器不与被测对象接触，而采用热辐射原理感温，由光纤接收并传输被测物体表面的热辐射。

光纤温度计按光纤在温度计中的作用可以分为辐射式（也称拾光型）、非功能型（也称传光型）和功能型（也称传感型）三种。

非功能型光纤温度计中光纤只起导光作用，感温功能由其他温度传感元件来实现。功能型光纤温度计中光纤具有感温和导光双重功能。

光纤辐射温度计是采用光纤作为接收辐射的敏感元件，同时利用光纤作为能量传输介质的温度计，是应用最为广泛的光纤温度计。表 7.1-43 为光纤温度计的分类和测温范围。

6.2 光纤温度计的应用

光纤温度计在工业和科研中的应用见表 7.1-44。

表 7.1-43 光纤温度计的分类和测温范围

类型	名称	测温范围/℃	应用原理
辐射式	比色红外光纤温度计	200～4 000	普朗克定律，比色法测温原理
	多路光纤温度计		
	中温光纤辐射温度计	200～1 200	普朗克定律，亮度法测温原理
非功能型	荧光光纤温度计	-50～250	荧光强度型：利用稀土荧光物质在与被测物体直接接触时产生温升而使荧光强度发生的变化
		-50～250	荧光余辉型：利用稀土荧光物质的余辉常数与温度间的关系
	液体光纤温度计	30～70	利用某些折射率对温度敏感的液体作为光纤包层，光纤的临界角随温度变化
	半导体光纤温度计	-30～300	利用某些半导体材料对光的吸收随温度的变化而变化
	液晶光纤温度计	0～200	利用某些液晶材料的“热色”效应
功能型	相位干涉型光纤温度计	0～400	利用透过单模光纤的光的相位变化与温度相关的原理，通过干涉方法检测相位变化量

表 7.1-44 光纤温度计的应用

光纤温度计测温场合	具体应用
机械	高频微波加热，干燥，固化，成型封装，焊接温度测量，等离子切削，金属热处理
冶金	金属冶炼中液态金属测温，轧钢，各种加热炉，锅炉测控温
电子	半导体晶体生长，半导体离子注入，溅射等
电器	高压电器运行检测，变压器绕组温度测量
汽车、能源	发动机设计，分析，飞机发动机出气口温度测量
实验研究	温标，材料性能分析，燃烧分析

编写：陈祥（清华大学）

第 2 章　金属液的热分析

影响铸件最终性能的因素有很多，如合金成分、铸造成型条件、金属熔体质量等。其中合金成分是铸件质量的基础，液态金属质量是影响铸件质量的关键。液态金属的凝固过程主要涉及晶核形成前的液态金属结构随温度的变化、晶核的形成、晶核与熔体界面上的原子或分子的扩散及排列、液态金属的组分元素在剩余液相里的分布及其对后续形核和固相生长的影响以及温度场、液相流动等因素对上述内容的影响。在不同的凝固速度范围内，上述内容在液固相变过程中所起作用的重要程度发生变化，影响凝固组织的主要因素也随之改变。但在不同的条件下，液态金属质量在凝固过程中都发挥着重要的作用，直接影响凝固组织及性能。

液态金属质量主要是指液态金属温度、化学成分及组分元素在液态金属中存在的状态，包括熔炼质量和炉前处理质量，如铸铁液的化学成分、熔炼温度、铁液出炉温度、铁液孕育效果、球化效果、白口倾向、缩孔缩松倾向等直接决定铸件组织与性能的因素。在温度、化学成分及其含量固定的前提下，组分元素在熔体中的存在状态主要受熔炼所用原材料、熔体处理（如针对 Al-Si 基合金的细化、变质和铸铁的孕育、球化等）所用中间合金的成分及组织、熔炼方法、熔炼历程等因素的影响。在平衡状态下，上述影响因素所起作用都会大大减弱或消失；但通常液态金属本身及凝固过程都是偏离平衡态的，这就导致具有相同温度、相同化学成分的液态金属具有不同的熔体质量。如铸铁和 Al-Si 基合金的熔炼过程中都包括高熔点相（如石墨、硅相）的溶解，因受熔炼温度、原材料等因素的影响，对于相同温度、相同化学成分的合金，固液转变前 C、Si 元素在熔体的溶解及均匀程度往往存在差异，而该差别会在凝固过程中形核、固相长大等环节上得到体现，进而影响凝固组织。球墨铸铁铁液中含有一定含量石墨球化元素 Mg，Mg 元素可以是以溶解的游离状态存在，也可以是以 MgO 的形式存在，两种不同的存在形式对石墨的生长起着完全不同的作用，而常规光谱分析只能测评试样中 Mg 的总含量。Al-Si 基合金通过添加 Al-Ti-B 可得到细小组织，相同成分不同形状（如棒材、锭材）的中间合金的细化效果有较大的差异，这主要是由于不同形状的中间合金中形核质点 Al_3Ti、TiB_2 的大小不同，因此相同 Ti 含量的 Al-Si 合金因具有不同尺寸的形核质点而具有不同的形核能力。

因此如何表征、评估及控制液态金属是研究凝固过程、控制凝固组织的关键环节之一，也是铸件生产的一个技术难点之一。液态金属质量控制，就是运用各种仪器，快速准确地对金属熔体状态进行可靠的评测，并在浇注前调整金属熔体状态，从而获得具有确定组织和性能的铸件。对于一般的凝固过程，液态金属本身及凝固过程都是偏离平衡态的，因此如何直接表征处于非平衡状态下的液态金属又是一个极具挑战性的问题。对于冶金行业，目前常用的方法是利用一定凝固条件下所得液态金属的凝固组织表征液态金属的特性即液态金属质量，固定凝固条件下凝固组织的差别反映了液态金属质量的变化，如球墨铸铁试样凝固组织中球化率及石墨球数的变化分别反映球墨铸铁液球化处理和孕育处理效果的变化，Al-Si 基合金中宏观晶粒尺寸和 Si 相形态及尺寸的变化反映液态 Al-Si 基合金的不同细化及变质效果等。由于冶金性质决定，液态金属的测评应具有快速的特点，人们在实际测评过程中往往不是直接观察凝固组织，而是利用一定凝固条件下凝固过程中的热释放或本身的电、磁特点达到快速测评液态金属质量的目的，其中热分析方法因其快速、准确的特点而得到广泛应用。

1　铸造热分析技术

热分析（Thermal Analysis），从广义上解释为通过测定物质在加热、恒温以及冷却等温度变化过程中与热量有关的参数的变化情况来研究物质性质的一种方法。热分析法就是通过测定物质温度的变化所引起的物性变化来确定状态变化的方法。由于在加热或冷却过程中，随着物质结构、相态和化学性质的改变，常伴有物质物理性质的变化，如质量、温度、热量以及机械、声学、电学、光学、磁学等，发展了各种热分析测试技术，如热重量分析法（TG）、差热分析法（DTA）、扫描热分析法（DSC）、微商热重分析法（DTG）、释出气体分析法（EGA）、热膨胀分析法等。自 20 世纪以来，各种类型的热分析法在许多科学技术领域内获得了极广泛的应用，成为矿物、金属、无机化合物研究中的重要实验方法，如在温度变化过程中测量物质热量变化的示差扫描热量计、测量重量变化的热失重分析仪等。

表 7.2-1 为几种主要的热分析法。

表 7.2-1　主要的热分析法

热分析方法	原　理	特点
简单热分析法	测量材料结晶的冷却曲线，找出由于相变引起的温度变化特征值，并以此评价相变过程	适用于相变潜热很大的情况，无法判断相变过程的开始点和结束点
反率热分析法	测量材料结晶过程中单位温度变化所需要的时间（即冷却速度的倒数）与温度间的关系	可以准确地判定相变起始点以及相变所引起的微小的热变化
微分热分析法	是在简单热分析法得到的热分析曲线的基础上进行微分描述，测量材料结晶过程中温度变化速度	可以准确地判定相变起始点以及相变所引起的微小的热变化
差热分析法	采用两支热电偶分别测量试样与中介体的温度差和中介体的温度，中介体在这整个试验过程中不发生相变。热分析曲线是由单位中介体温度的变化所对应的试样与中介体的温度差得出的	可准确测量材料冷却过程中发生的微小热变化，但测量过程十分复杂
导数热分析法	与差热分析法相似，必须引入中介体。热分析曲线是试样与中介体的温度差对中介体的温度求导后，再对应中介体的温度绘出	所用设备与差热分析法完全相同，可准确测量材料冷却过程中发生的微小热变化

近年来，随着科学技术的进步及电子计算机的应用，热

分析方法也得到了迅速的发展，出现了一些自动化程度高、灵敏度高、稳定性好的新型测量仪器和方法，尤其是联用技术的应用和发展，如TGA－DTA，TG－DTA，TA－DTG－DTA，TA－MS，TGA－FT－IR等，大大拓宽了热分析的应用范围和领域。

热分析技术最初被用来研究合金的相变过程，通过冷却曲线来分析元素和相变的关系、绘制合金相图。20世纪60年代初，热分析技术开始在铸造生产中应用，英国铸造研究协会（BCIRA）首先采用热分析法通过测量液相线温度确定亚共晶铁液的碳当量；70年代中期，随着计算机技术的发展，带有微机系统的热分析仪问世，应用范围日益增大，它不仅用于炉前快速测定合金的主要化学成分（如测定铸铁的碳当量、碳量和硅量），而且用来控制合金的共晶团数目，预测灰铸铁的白口倾向、石墨形态，确定灰铸铁的力学性能与化学成分、生核程度及金相组织之间的关系，测定合金的铸造性能（如铸铁的缩陷、铸钢的热裂倾向），测定球墨铸铁的球化率、球化级别、孕育状况以及缩孔缩松倾向等。目前，热分析技术已成为现代化铸造生产炉前快速检测中不可缺少的一种重要检测手段，对有效地控制铸造生产过程及铸件质量有重要的意义。

1.1 铸造热分析的基本原理

铸造生产过程中涉及的液态金属均处于非平衡态，其质量可以定义为对随后凝固过程和凝固组织与性能有影响的特性。从铸造生产的角度考虑，凝固后获得的铸件组织合格与否是判断金属液质量的依据。在目前已经提出的多种金属液质量评估手段中，热分析方法由于其快速、准确的优点被广泛地应用于铸铁熔体的质量评判与控制。

在铸造领域，热分析法可用于分析研究金属的凝固过程。

液态金属从液态冷却、凝固至固态，要释放自然冷却热和相变潜热，宏观上表现为液态金属温度的变化。当周围传热介质的传热性质不变时，液态金属温度的变化过程便直接反映了液态金属释放热量的过程，也即反映了液态金属的冷却、凝固过程。液态金属的性质（化学成分等）决定其凝固过程和影响其铸造性能，液态金属的凝固过程又决定其结晶组织，进而决定铸件的力学性能。因此，基于液态金属冷却、凝固过程中温度与时间的关系（冷却曲线），就能对液态金属的化学成分、铸造性能、铸铁球化效果、孕育效果、铸件的金相组织和力学性能进行分析和测定。20世纪80年代以后，热分析特征值的寻取方面有了进一步改进，产生和发展起来了微分热分析法。

利用热分析进行液态金属质量测评的一般原理为：首先得到液态金属热分析冷却曲线，根据理论分析，在冷却曲线及其微分曲线上选出足够多的热分析特征值（对其中有些特征值进行组合）作为回归元素，然后用适当的回归分析法回归出最优线性数学模型，建立部分特征值与表征凝固组织指标间的线性或非线性关系，如通过Fe-C合金凝固过程中液相线温度测量合金的碳当量，利用冷却曲线上初晶大量形核温度和初晶生长最高温度与大量形核温度间的差等特征值测评Al-Si合金宏观晶粒尺寸达到快速评估熔体细化处理效果等，在不直接观察凝固组织的条件下快速分析液态金属质量的变化。这种回归分析模型中应保留对回归变量有影响的元素，剔除无影响的元素，例如用逐步回归分析法，不局限于单因素的关系，而从整体出发，筛选出作用较大的元素、形成最佳组合，获得最优结果。

采用微分热分析法测定试样铸件的冷却曲线及其微分曲线，不仅能测定合金临界点的温度，而且能记录合金结晶过程中温度的变化速度。借助微分冷却曲线，就能准确确定冷却曲线上各微分特征点，并能了解凝固过程中各阶段的温度变化情况。这样就可以更进一步反映结晶过程的细微变化，探索不同相的形成及其发展过程，使冷却曲线及其微分曲线与合金结晶过程相对应，如铸铁的微分曲线可以分为两个主要部分，即合金从液相转变为固相的过程（也就是共晶转变部分）以及对应于共析转变的部分。共晶转变的曲线部分可以用来确定石墨化进程和共晶结晶动力学，还可确定共晶过冷度和一次结晶放出的总热量。共析转变部分可以用于评价铸铁力学性能。图7.2-1为典型的热分析与微分热分析曲线及其特征值。表7.2-2为常用的铸铁冷却曲线及微分曲线的特征值及其含义。

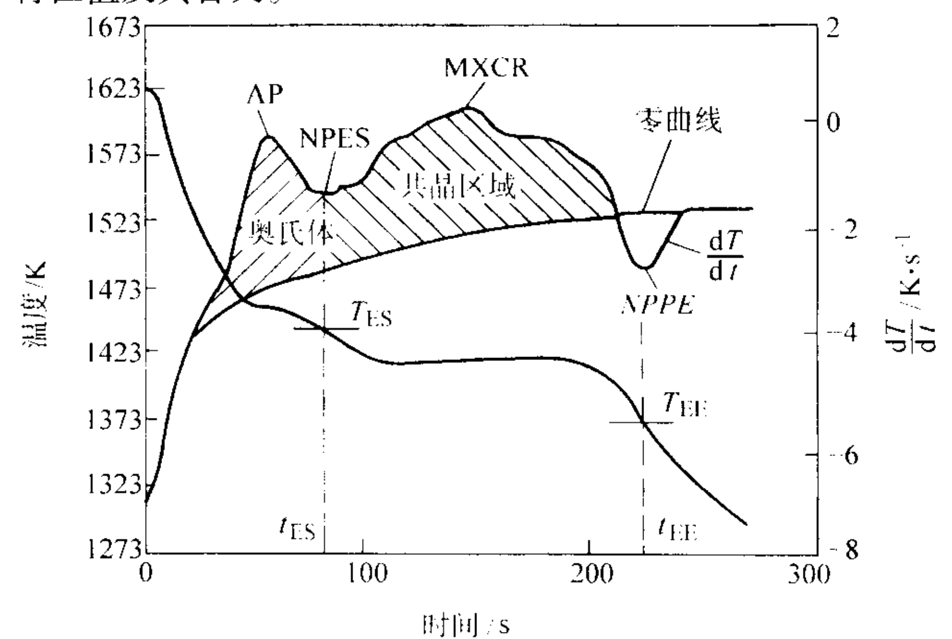


图7.2-1 典型的热分析与微分热分析曲线及其特征值

图中部分特征值含义见表7.2-2

T_{ES} t_{ES}：奥氏体生长结束、共晶凝固开始转变温度及时间

t_{EE}：共晶凝固结束时间

表7.2-2 冷却曲线上典型特征值表

特征值	全 称	含 义
T_{max}	Maximum Temperature	最高温度
T_{AL}	Temperature of primary austenite solidification in hypoeutectic and eutectic irons	亚共晶和共晶铸铁中初晶奥氏体的析出温度
T_{EN}	Temperature of eutectic nucleation	共晶形核温度
T_{EU}	Temperature of eutectic undercooling	共晶过冷温度
T_E	Eutectic temperature	共晶温度
T_{ER}	Maximum temperature of eutectic arrest	最大共晶平台温度
T_{EE}	Temperature of the end of eutectic solidification	共晶凝固结束温度
T_S	Solidus temperature	固相温度
$T_{EN}-T_{EU}$	Eutectic undercooling	共晶过冷
$T_{ER}-T_{EU}$	Eutectic recalescence	共晶再辉
AP	Austenite peak	奥氏体峰值
NPES	Negative peak between austenite to eutectic solidification	奥氏体凝固与共晶凝固间的负峰值
MXCR	Maximum rate of recalescence	最大再辉速度
NPE	Negative peak after eutectic	共晶后的负峰值
MXSDES	Maximum of second derivative	二阶微分最大值
MSA	Minimum slope of austenite peak	奥氏体共晶的最小斜度
MSE	Maximum slope of austenite peak	奥氏体共晶的最大斜度

续表 7.2-2

特征值	全　称	含　义
ASEII	Average slope of eutectic peak in stage II	共晶第二阶段的平均斜度
MXSDEE	Maximum of second derivative at the end of eutectic solidification	共晶凝固末尾段的二阶微分最大值
ASEIII	Average slope of eutectic peak in stage III	共晶第三阶段的平均斜度

冷却曲线和它的微分曲线是一一对应的，即使是冷却过程的微小变化都可在微分曲线上反应出来。拐点的导数是零，微分曲线上过零点即为冷却曲线上的拐点。因此在获得微分曲线并对它的形状从机理上加以解释后，就更增加了热分析法作为质量控制手段的价值。

根据 Tammann 的理论，结晶过程取决于液态金属中晶核数目及其生长速率，其热效应可以描述为

$$Q_T = AvZ \tag{7.2-1}$$

式中，Q_T 为取决于晶核数目及其生长速率的热效应；A 为常数；v 为晶核层的生长速率；Z 为晶核数目。

对式（7.2-1）进行微分，可得

$$dQ_T = A\left(\frac{dv}{dt}Z + \frac{dZ}{dt}v\right)dt \tag{7.2-2}$$

根据合金在冷却过程中的能量平衡原理可以推导出结晶瞬间产生的热效应 dQ_k 为：

$$dQ_k = P(t)(T - T_0)dt + C(t)\frac{dT}{dt}dt \tag{7.2-3}$$

式中，$C(t)$ 为合金的比热容；T 为合金温度；$P(t)$ 为假设无相变的冷却曲线，即零曲线；T_0 为环境温度；t 为时间。

令式（7.2-2）与式（7.2-3）相等，则可推导出

$$\frac{dT}{dt} = -K(t)(T - T_0) + F(t)v\frac{dZ}{dt} \tag{7.2-4}$$

式中，$K(t)$、$F(t)$ 为取决于热容量的常数。

对式（7.2-4）进行二阶微分，可得

$$\begin{aligned}\frac{d^2T}{dt^2} &= \frac{dK(t)}{dt}(T - T_0) - K(t)\frac{dT}{dt} + F(t)v\frac{d^2Z}{dt^2}\\ &= -\frac{dK(t)}{dt}(T - T_0) + K^2(t)(T - T_0)\\ &\quad - K(t)F(t)v\frac{dZ}{dt} + F(t)v\frac{d^2Z}{dt^2}\end{aligned} \tag{7.2-5}$$

二阶微分曲线能进一步揭示合金的凝固过程特征。一般说来，一阶微分曲线反映结晶潜热释放速率，反映瞬时晶核数（dZ/dt）和晶体长大速率（v）；二阶微分曲线表征生核动力学和晶体生长动力学（$v\frac{dZ}{dt} \times \frac{d^2Z}{dt^2}$），反映形核速率和晶体长大加速率。基于以上两点，可以借助于微分曲线特征点，对样杯中合金熔体的凝固过程定性地划分各个阶段。对于铸铁，如果能够再加以考虑结晶潜热，并采用双杯（无碲灰口杯和加碲白口杯）或三杯（加碲白口杯、灰口不育杯、灰口孕育杯）同时测定的方法，那么就能更深入、更本质地揭示铸铁熔体的凝固特性。

因此，采用微分法可以确定以下函数关系。

1）合金的冷却函数（凝固、相变）基本上取决于晶核层的生长速率和化学成分，即

$$T(t) = f(v, \text{化学成分}) \tag{7.2-6}$$

2）结晶函数（相变动力学）不仅取决于晶核层的生长速率，还取决于晶核数目的变化和化学成分，即

$$\frac{dT}{dt} = f\left(v, v\frac{dZ}{dt}, \text{化学成分}\right) \tag{7.2-7}$$

3）晶核生长函数（相变时的动力学变化）主要取决于在一定时间内晶核数目的变化率、晶核数目变化的导数和化学成分，即

$$\frac{d^2T}{dt^2} = f\left(v, v\frac{dZ}{dt}, v\frac{d^2Z}{dt^2}, \text{化学成分}\right) \tag{7.2-8}$$

当晶核层的生长速率一定时，合金冷却曲线的特征值基本上由其化学成分决定。合金的力学性能由于与化学成分、结晶时的晶核数目及其生长条件有关，因而与微分冷却曲线密切相关，通过寻找微分热分析曲线上的某些特征值，经过数学回归处理，可以找到这些特征值与合金力学性能的关系。

常用的热分析模型有两种：牛顿模型和傅里叶模型。牛顿模型认为，样杯中液态金属冷却时服从牛顿冷却条件，不存在温度梯度，适用于毕奥数 $B < 0.1$ 的情况。这就要求在整个凝固过程中试样横截面的温度场要保持平坦，避免因温度场的变化导致外侧液体先凝固；傅里叶模型考虑了实际样杯中的温度梯度，并利用两支热电偶来测量实际的温度梯度。

1.1.1 牛顿模型

利用牛顿模型时，有三个主要的假设，即：样杯内不存在温度梯度；液态金属与样杯之间依靠对流方式传热；液态金属冷却过程中比热容和体积不变。

其热平衡方程可以写为

$$\frac{dQ}{dt} - V\rho C_P\frac{dT}{dt} = hA(T - T_0) \tag{7.2-9}$$

式中，Q 为释放热量，J；T 为液态金属凝固过程中某时刻的温度，℃；t 为时间，s；V 为样杯中所盛液态金属体积，cm^3；ρ 为液态金属的平均密度，g/cm^3；C_P 为液态金属的平均比热容，J/(g·℃)；h 为样杯与空气间的换热系数，J/($s \cdot cm^2 \cdot K$)；A 为样杯的散热表面积，cm^2；T_0 为环境温度，℃。

因为牛顿模型认为液态金属冷却过程中比热容和体积不变，所以式（7.2-9）可以改写为

$$\frac{dT}{dt} = \frac{1}{V\rho C_P}\left[\frac{dQ}{dt} - hA(T - T_0)\right] \tag{7.2-10}$$

没有相变发生时，

$$\frac{dT}{dt} = -\frac{hA(T - T_0)}{V\rho C_P} = Z_N \tag{7.2-11}$$

Z_N 即为"零曲线"。利用"零曲线"和一次微分曲线可以计算凝固过程中的潜热释放

$$L = \frac{Q}{V\rho} = C_P\int_{ts}^{te}\left[\left(\frac{dT}{dt}\right)_{cc} - \left(\frac{dT}{dt}\right)_{zc}\right]dt \tag{7.2-12}$$

式中，t_s 为液态金属的凝固开始时间；t_e 为液态金属凝固结束时间。

图 7.2-2 为采用具有牛顿冷却换热特征的石墨样杯采集的铝合金的冷却曲线以及冷却速率曲线。

牛顿模型虽然去掉了差热分析（DTA）中的中介体，将 DTA 技术从实验室中应用到生产现场，但也存在缺点。首先，牛顿模型对样杯设计要求较高，要求样杯内液态金属严格按照牛顿冷却条件冷却，不考虑试样内的实际温度梯度。而试样内的实际温度梯度是引起凝固相体积分数不均匀的原因。其次，牛顿模型中假设回归冷却速率而得到的"零曲

线”服从指数规律，这种假设在用凝固动力学解释凝固现象时会产生偏差。同时“零曲线”也不可能准确地测定。用牛顿模型计算相变潜热和凝固分数时存在较大误差。

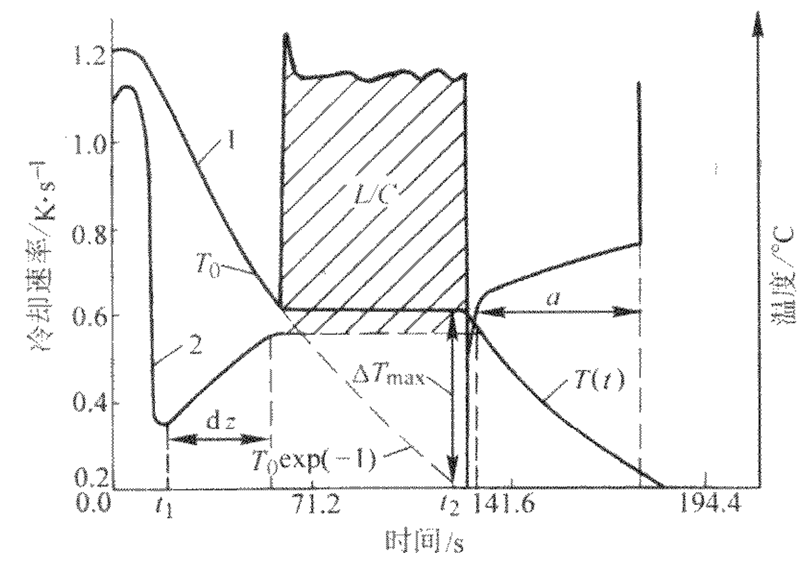


图 7.2-2　铝合金的冷却速率曲线和冷却曲线
1—冷却曲线；2—冷却速率曲线

1.1.2　傅里叶模型

傅里叶模型最早于 1993 年由 Fras 考虑了样杯内的实际温度梯度提出，在试样内随意放二支热电偶，以计算拉普拉斯算子$\nabla^2 T$。傅里叶模型认为传导为主要传热方式。傅里叶热平衡方程可以写为

$$\frac{\partial T}{\partial t}=\lambda\nabla^2 T+\frac{1}{c_V}\times\frac{\partial Q}{\partial t} \tag{7.2-13}$$

式中，Q 为释放热量，J；T 为液态金属凝固过程中某时刻的温度，K；t 为时间，s；c_V 为液态金属的平均比热容，J/（g·K）；λ 为样杯的热导率。

上式可以改写为

$$\frac{\partial Q}{\partial t}=c_V\left(\frac{\partial T}{\partial t}-Z_F\right) \tag{7.2-14}$$

其中，

$$Z_F=\lambda\nabla^2 T \tag{7.2-15}$$

与牛顿模型相对应，Z_F 称为“傅里叶零曲线”。与牛顿零曲线不同的是，傅里叶零曲线可以通过样杯中的两热电偶测出

$$\nabla^2 T=\frac{4\ (T_2-T_1)}{R_2^2-R_1^2} \tag{7.2-16}$$

T_1、T_2 分别为位于 R_1、R_2 的两支热电偶所测得的温度。

利用傅里叶模型可以计算凝固过程中的潜热释放和某一时刻的凝固分数。

$$L=\int_{ts}^{te}\left(\frac{\partial Q}{\partial t}\right)(t)\mathrm{d}t \tag{7.2-17}$$

$$f_s(t)=\frac{1}{L}\int_{ts}^{t}\left(\frac{\partial Q}{\partial t}\right)_t(t)\mathrm{d}t \tag{7.2-18}$$

式中，t_s 为液态金属凝固开始时间，s；t_e 为液态金属凝固结束时间，s。

傅里叶模型不仅能够确定试样内作为位置函数的凝固速率和固相分数，并能将它们与合金化学成分、球墨铸铁球化率等建立定量关系，而且也能非常近似地再现铸铁的冷却曲线。显然，傅里叶模型是牛顿模型的新发展。它对提高热分析技术的研究水平，具有重要的指导意义。

1.2　铸造热分析系统的基本组成

常见的铸造热分析系统主要由微型计算机系统、样杯、样杯支座/取样器、夹持器、测温热电偶及其补偿导线、A/D转换器等组成。图 7.2-3 为一种典型的铸铁热分析测试系统。

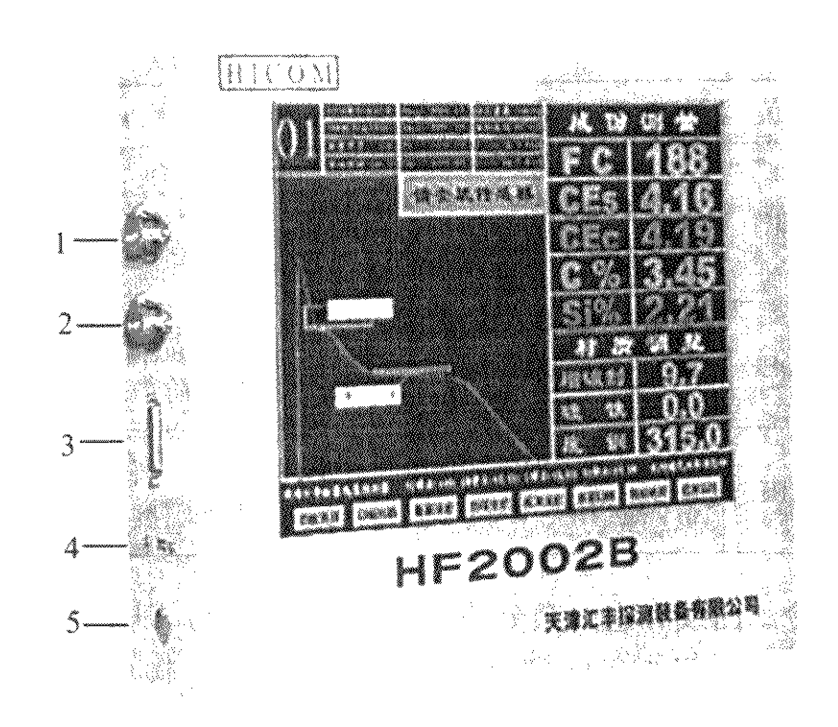


图 7.2-3　一种典型的铸造热分析系统
1—样杯接口；2—测温接口；
3—打印接口；4—USB 接口；5—开/关

热分析测试的基本过程为：首先将样杯固定在样杯支座或取样器上，液态金属处理完毕后，进行取样或将金属液浇入样杯，样杯中的热电偶把冷却曲线的温度信号转换成电信号，通过补偿导线馈送到 A/D 转换器，然后计算机软件控制自动将浇入样杯的液态金属的冷却过程中的温度变化记录下来。待采样过程结束后，由计算机软件自动判别浇入样杯的液态金属凝固过程中的最高温度 T_M、液相线温度 T_L、固相线温度 T_S 以及其他一些特征点，并进行其他的后续处理。

1.2.1　测温热电偶

热电偶是热分析系统最重要的组成部分，它将直接影响热分析的检测精度。常用的热电偶有铂铑 10-铂、铂铑 30-铂铑 6、镍铬-镍硅等。铸钢生产中多采用前两种热电偶，其中铂铑 30-铂铑 6 热电偶可以不用补偿导线。铸铁和非铁合金生产中常采用镍铬—镍硅热电偶，不仅可以获得较大的热电动势，而且价格便宜，对降低热分析成本有很重要的意义。但热分析法要求热电偶在高温下具有很高的精度（1 373 K时的误差不得大于 ±1.2 K），所以热电偶必须经过严格的筛选。热电极的直径一般为 0.5～0.7 mm，热端采用氩弧对焊，焊点上不允许有任何氧化夹杂。热电偶的保护通常采用薄壁石英管或陶瓷管。在保证浇入液态金属时不致石英管爆裂的前提下，管壁应尽可能薄，同时热电偶热端与石英管内壁之间的间隙尽可能小，以提高热电偶的响应速度和测温准确度。

1.2.2　样杯及样杯支座

样杯直接影响着试样与环境间的传热，它的尺寸、形状、壁厚、热电偶安装位置、造型材料及其均匀性、内壁激冷涂料以及表面粗糙度均能影响样杯的导热性能和散热条件，从而影响冷却曲线的形状和最终的测量结果，是热分析测试装置中的关键部件之一。

样杯应具有以下性能。

1）应具有一定的常温和高温性能。一定的常温性能可以保证样杯在使用和运输过程中不致于损坏，要求样杯的抗拉强度大于 150 MPa。高温性能要求在金属液浇注后，壳体不得有裂纹。

2）保证一定的散热速度。样杯的造型材料、尺寸、形状以及壁厚决定了样杯的散热条件。为使测得的冷却曲线具有可比性，并使冷却曲线的特征值清晰，同时满足快速分析检测的特点，必须保证样杯的壁厚均匀，还必须控制由样杯

的内腔尺寸决定的试样的大小及其尺寸比例。试样太小，试样内部各部分温差较大，冷却速度很快，使冷却曲线上液相线拐点不明显，同时固相线温度也不会形成平台，倾斜向下，不易读出，甚至无法判断；试样过大，试样冷却速度缓慢，虽然可以使冷却曲线的特征值清晰，但检测时间过长，难以满足炉前快速检测的要求，在用于灰铸铁炉前快速检测时，增加了使灰铸铁变成白口铸铁的难度。样杯的大小必须通过试验确定。目前常用的铸铁试样重量为 300 ~ 450 g，以保证在 2 ~ 3 min 内完成一次炉前检测。

样杯一般采用酚醛树脂或呋喃树脂作黏结剂制成。样杯按形状分类，有圆形和方形两种，结构如图 7.2-4 所示。热电偶热端的安装有垂直放置和水平放置两种方式，在样杯中的安装位置应尽量靠近试样的热节中心，以利于正确反映试样的凝固温度。

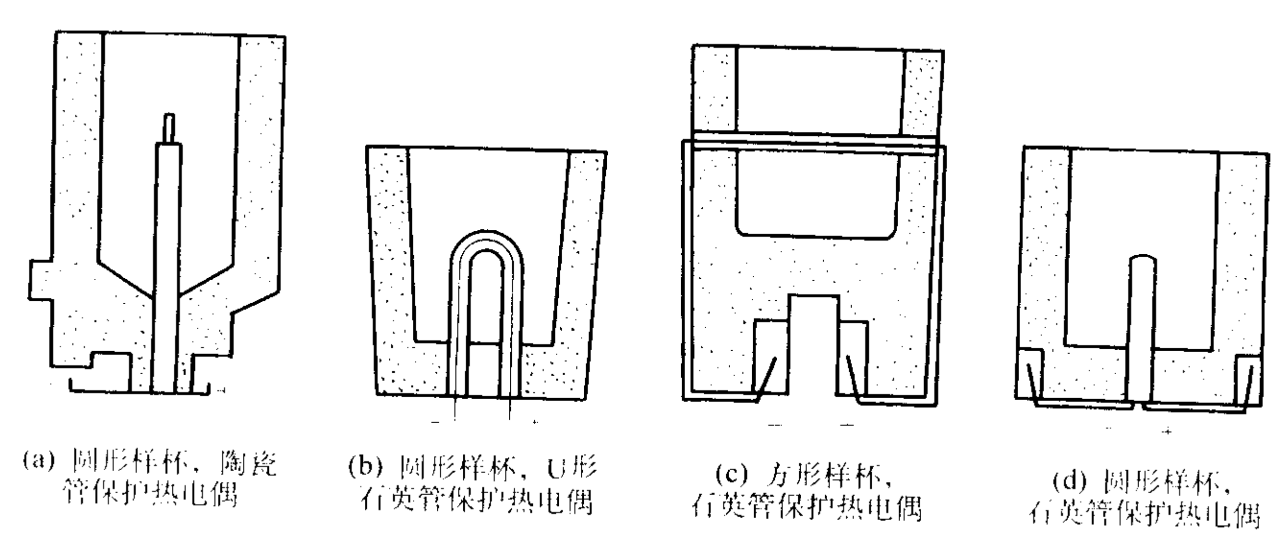


图 7.2-4 样杯的结构

3）样杯所用造型材料应在热分析工作温度范围内不与合金元素发生反应。

4）液态金属在样杯中凝固时应近似满足牛顿冷却条件。样杯是一次性使用的消耗品，为便于快速更换以及保证测量结果的稳定可靠，通常将样杯安放在专门设计的支座上，使样杯底部的热电极插头与支座上的补偿导线插座良好接触，以保证测试结果的准确性。

1.2.3 激冷剂

在用热分析检测铸铁化学成分时，通常在样杯内壁涂上激冷剂。激冷剂的作用是使铁液凝固为白口铸铁，以保证铁液成分检测精度的需要。激冷剂主要是由一些激冷元素碲、硒、铋等强烈反石墨化元素组成，其中碲阻碍石墨化能力最强，在激冷剂中应用最广。在铁液中加入一定量的碲后，无论是亚共晶铁液，还是过共晶铁液以及是否经过孕育处理，在结晶时均能抑制石墨化，促使其按白口凝固。

激冷剂的加入方法有两种。第一种是把碲或铋以及盐的水化物再加上一定量的填充剂和黏结剂，混合均匀，配成涂料。当热电偶安装完毕后，将具有一定黏度的涂料装满样杯，然后倒出多余的涂料，把样杯放入干燥炉内烘干备用。这种方法的优点是涂料制作容易，性能要求不高，涂料同铁液的反应面积大，容易混合均匀。缺点是因涂料含大量结晶液，在浇注后，铁液飞溅严重，常常一次浇不满，需要补浇，对检测结果有不利影响。多余的涂料也会对热电偶产生不良的影响，并且当热电偶位于样杯轴线上时，涂料产生的气体可能造成气孔，从而引起误差或测试失败。

第二种方法是把激冷剂以块状方式黏结在样杯底部。与第一种方法所用的激冷涂料配方不同，除激冷材料仍为碲外，填充剂所用耐火材料和比例不仅避免了碲的烧损，而且减缓了与铁液的混合。黏结剂所用材料在浇注后能释放氢气，从而使碲和铁液充分混合。其优点是由于碲激冷块有一定厚度并有耐火材料保护，碲能够以适当速度同铁液作用；铁液接触激冷块的面积较采用涂料层要小很多，铁液在样杯中的冷却速度要慢一些，使激冷剂适用温度范围大大增加，在 1 230 ~ 1 350℃范围内都能使过共晶铸铁或大孕育量的铸铁凝固为白口。缺点是对激冷剂的制作工艺要求比较严格。

1.2.4 A/D 转换器

热电偶将所测冷却曲线温度信号转换成模拟电压信号，然后经 A/D 转换器转换为计算机可以接受的数字信号，以便于计算机系统对冷却曲线进行后续处理。

1.2.5 微型计算机系统

最早的热分析仪采用自动平衡记录仪作为二次仪表，随着计算机技术的发展，微型计算机系统已完全取代了自动平衡记录仪。其主要功能为：①可以在保证一定精度的条件下，进行温度信号的采集。在热分析过程中，对液态金属冷却过程中快速变化的温度信号进行连续采样是决定热分析检测成败的关键因素之一。可以采用计算机软件对采集的温度信号进行数字滤波，以去除采样过程中来自外部的干扰，保证温度信号的真实性和可靠性。②冷却曲线特征参数的判别，如液相线、固相线以及共晶温度等。③非线性补偿。热端输出的热电势与实际温度间的关系是非线性的，必须对所测温度值进行非线性补偿。④建立数学模型。数学模型是反映测试目标参数与特征参数间的关系的数学经验公式，与生产现场的原材料状况、工艺条件、测试系统、操作人员等各方面有密切的关系。数学模型的建立，应先根据所检测合金的凝固机理，分析确定哪些特征参数与目标测试参数有相关关系，然后通过大量的工业生产现场测试，取得相关实测数据，采用数学方法对相关数据进行处理，拟合出相对应的数学表达式。

微型计算机系统的采用，将微机技术与热分析原理结合起来，能快捷地（2 ~ 3 min 内）测得合金液体质量的大量数据（如铸铁含碳量、含硅量、碳当量、共晶度、共晶过冷度、白口倾向、缩孔缩松倾向等），并且可能判断铸铁球化率、孕育效果、预测铸件的金相组织和力学性能。因此能及时、全面地了解和掌握合金熔体质量，并对合金的化学成分、熔炼工艺和球化、孕育处理工艺进行调整，以获得高质量的铸件，同时提高生产效率。

2 用热分析法测定铁液成分

热分析法评估铁液质量于 20 世纪 60 年代初开始用于铸造生产。1960 年 BCIRA（British Cast Iron Research Association，英国铸铁研究所）研究人员通过测量液相线温度确定亚共晶铁液的碳当量，随后 A.Moore、W. T. Bourke 等人对加 Te 白口化样杯的研究实现了铁液 C、Si 含量的单独测定。自 1974 年美国 Ford 公司研制了自动碳当量计算仪（CE Cooling Curve Computer），并将其应用于生产实践以来，铁液碳当量、C、Si 含量的测量技术已经相当成熟，大量商品化仪器已经应用

于炉前快速测定铸铁液体成分。

2.1 原理

铸铁是具有共晶转变的铁碳合金，它的凝固终了是以共晶转变进行的。但是，铸铁中还存在着其他许多种元素，如硅、磷、锰和硫等。由于化学成分、冷却速度、孕育处理和生核程度等因素的影响，铸铁的共晶反应是一个复杂的过程，它可以按两种模式进行：①按 $Fe-Fe_3C$ 介稳定系进行，生成奥氏体+渗碳体的共晶体，即莱氏体。②Fe－G（石墨）稳定系进行，生成奥氏体+石墨的共晶体。

铸铁按照碳含量分为共晶、亚共晶和过共晶铸铁三类。当亚共晶成分的铁液温度下降至液相线温度 T_L 时，初生奥氏体析出，并伴随着结晶潜热的释放，表现在冷却曲线上产生一个拐点。当温度继续下降时，奥氏体继续析出，直到在更低的温度上发生共晶反应。由于结晶潜热的释放，冷却曲线上出现了第二个拐点，即共晶拐点。随着铁液碳含量的增加，液相线拐点的温度下降，使液相线温度 T_L 和共晶平台温度 T_E 之间的距离 ΔT 减小（$\Delta T = T_L - T_E$），当碳含量达到共晶成分［w（C）＝4.25%］时，最终 ΔT 等于零，不再有初生奥氏体相析出，冷却曲线则表现为仅有一个共晶拐点。显然，测试记录的 Fe－C 合金冷却曲线如能提供准确的 ΔT 值，就能确定该成分铁液的碳含量，即可由 T_L 和 T_E 值来定量计算铁液的碳、硅含量。

碳当量仪控制铁液成分的一般过程如图 7.2-5 所示。

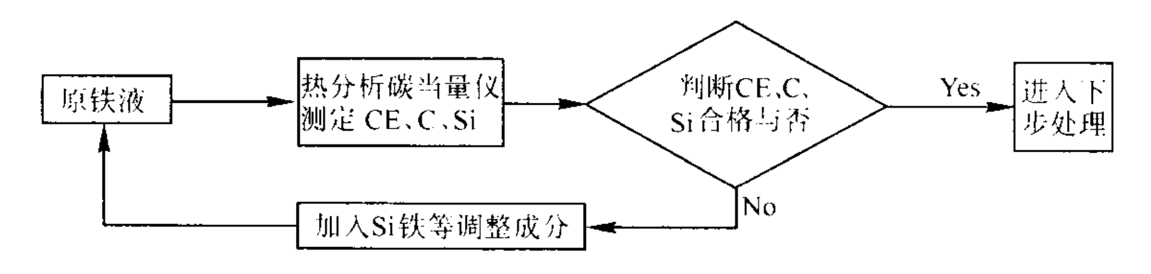


图 7.2-5 热分析碳当量仪控制铁液成分过程框图

2.2 碳当量的检测

1960年，英国铸铁研究协会（BCIRA）首先采用热分析法测铁液的碳当量 CE 后，西方国家的许多铸造厂成功地用热分析法测定铁液的碳当量，实现在炉前对铁液质量的控制。由于碳当量决定着灰铸铁的硬度、加工性能等一系列特性，它的快速测定有重要的意义。

实测得到的冷却曲线表明，冷却曲线上的液相线温度 T_L 是初生奥氏体的临界温度，它主要取决于化学成分（即碳、硅以及磷的含量），与铁液的凝固模式无关。如果用碳当量来综合表征碳、硅、磷的影响，碳当量与液相线温度有一定的对应关系，即 $CE\% = f(T_L)$。

根据铸铁的结晶理论和长期的实验证明，铸铁中的碳、硅以及磷量对 T_L 及 T_E 有很大影响，两者之间具有回归对应关系，而铸铁中的其他元素如锰、硫等对 T_L 及 T_E 的影响甚微。

工业上应用热分析时，引入了液相线碳当量（CEL）的概念，因为工业用铸铁并不是简单的铁碳二元合金，二元 Fe－C 相图不能可靠地作为热分析的基础。多种合金元素，特别是硅、磷会对液相线温度 T_L、共晶平台温度 T_E 产生不同程度的影响，特别是对 T_E 的影响尤为显著，同时使铸铁的共晶点左移，使实际测得的冷却曲线与理论冷却曲线有极为明显的差别，需由 Fe－C－Si－P 多元合金相图来确定。实际可行的方法是通过实验测得大量不同成分的铸铁的冷却曲线，再用准确度较高的成分分析方法测定出每种铸铁相应的实际化学成分，然后利用数学回归方法分析找到冷却曲线上的温度特征值 T_L、T_E 等与碳、硅、磷之间的回归对应关系或数学模型。

通过大量试验以及数学回归分析，确定了铸铁液相线温度 T_L 与铸铁化学成分存在以下关系

$$T_L = A - B\,(C\% + Si\%/X + P\%/Y) \qquad (7.2\text{-}19)$$

式中，A、B、C、X、Y 为回归系数。

定义液相线碳当量 CEL 为

$$CEL = C\% + Si\%/X + P\%/Y \qquad (7.2\text{-}20)$$

CEL 反映了 C、Si 和 P 的含量对液相线温度 T_L 的综合影响。因此

$$T_L = A - B\,(CEL) \qquad (7.2\text{-}21)$$

根据式（7.2-21）就可以利用热分析方法来确定铁液的碳当量。1961年，Humphreys 首次发表了有实用意义的液相线温度 T_L 与液相线碳当量 CEL 间的线性关系式

$$T_L = 1942 - 124\,(CEL) \qquad (7.2\text{-}22)$$

式中，$CEL = C\% + Si\%/4 + P\%/2$。 (7.2-23)

与式（7.2-22）相类似的回归公式有很多，但它们的基本形式都遵循式（7.2-21）。由于工艺条件不同，回归系数 A、B 各不相同，同时液相线碳当量的适用范围也不相同。

表 7.2-3 为不同的科研工作者在各自的试验和生产条件下得出的液相线温度 T_L 与液相线碳当量 CEL 间的关系式。

表 7.2-3 不同的科研工作者得出的 T_L 与 CEL 间的关系式

计算公式	CEL 范围	适用材料	研究者
T_L = 1 937 - 124（CEL）	3.7～4.7	灰铸铁	A. Moore
T_L = 1 933 - 120（CEL）	3.5～4.3	灰铸铁	K. H. Caspers
T_L = 1 927 - 119（CEL）	3.3～4.3	灰铸铁	M. Lampic
T_L = 1 920 - 118.2（CEL）	3.1～4.1	灰铸铁	J. Van. Eepher
T_L = 1 909 - 113（CEL）	3.3～4.4	灰铸铁	R. Verriest
T_L = 1 878 - 108（CEL）	3.3～3.8	白心可锻铸铁	R. Döpp
T_L = 1 867 - 102（CEL）	2.2～3.4	黑心可锻铸铁	R. W. Heine
T_L = 1 855 - 101（CEL）	3.0～4.3	灰铸铁	H. Mayer

在过共晶铸铁冷却过程中，由于初生片状石墨析出时释放的结晶潜热很小，难以在冷却曲线上产生明显的液相线温度 T_L 的拐点，无法确定其液相线碳当量 CEL 值。因此，上述方法仅适用于亚共晶铸铁，即CEL≤4.25%。

为了扩大 CEL 的检测范围，可采用强制白口共晶凝固的方法。由 Fe－C 相图可以得出，介稳系（白口）共晶点比稳定系（灰口）共晶点的温度低，碳含量高。但 Fe－C 合金中存在 Si 和 P 时，介稳系共晶点和稳定系共晶点的温度都有显著下降，并且伴随元素含量的增加，下降得越多，两点间的温差越大，过共晶成分的灰铸铁在以介稳系凝固时变成了亚共晶白口铸铁，因而扩大了 CEL 的检测范围。

英国科研工作者 W.T.Bourke 等发明了涂碲白口化样杯。在样杯内涂上含碲的激冷涂料，由于碲是极强烈的反石墨化元素，它抑制石墨的析出，促使铁液无论是亚共晶还是过共晶，也不论是否经过孕育处理，都将按白口结晶，冷却曲线

上显示出较长的共晶停歇平台，所测得的数据稳定，有较好的重复性。

采用加碲的样杯，能扩大测定范围，过共晶灰铸铁加碲后变为亚共晶白口铁，因而可以测出 T_L 值，并求得相应的 CEL 值。大量的测定结果表明，碲对液相线温度 T_L 没有明显的影响，铸铁 CEL 与测定 T_L 时的铸铁凝固模式无关，即同一成分的铸铁，无论进行灰口凝固还是白口凝固，T_L 值是相同的。

加碲试样测定 CEL 的极限值为小于或等于 4.3%，满足 $C + Si/9 + P/3.5 \leqslant 4.3\%$ 的铁（质量分数），在冷却曲线上都能反映出初晶奥氏体析出的液相线停留平台。

图 7.2-6 为用热分析方法检测铸铁液成分的适用范围。

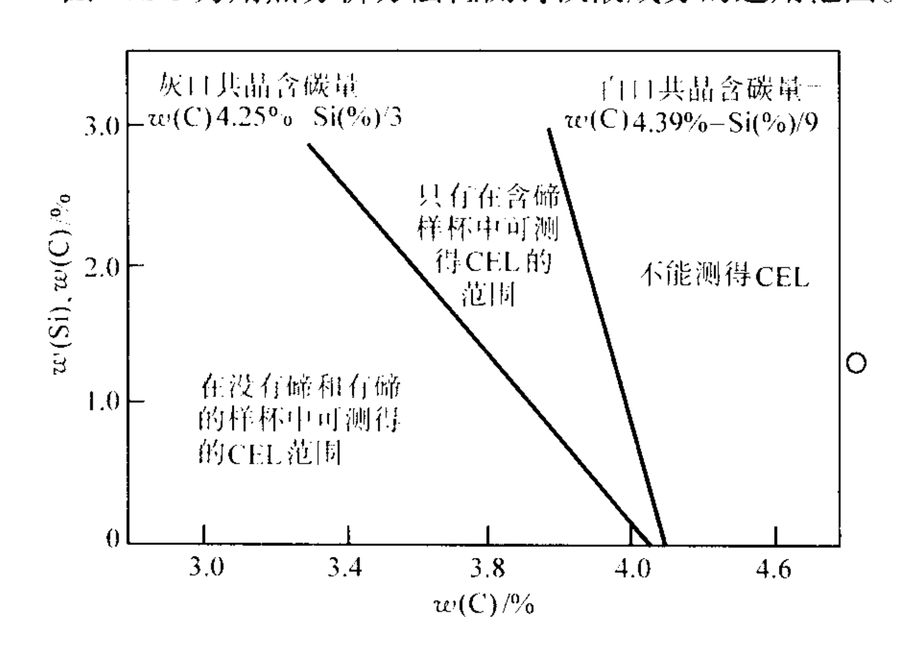


图 7.2-6 用热分析方法检测铸铁熔体成分的适用范围

2.3 碳和硅含量的检测

通过测定铁液凝固的初晶温度即可确定铸铁的液相线碳当量 CEL，但即使 CEL 相同，它的碳、硅含量也可能不同，所以有必要进行单个成分（碳或硅）的测定。同样由于实际上工业铸铁不是简单的 Fe－C 二元合金，其他元素如 Si、Mn、P、S 等元素均对液相线温度 T_L 和共晶平台温度 T_E 有影响，并使共晶点发生位移。铁液化学成分与 T_L 和 T_E 有如下关系：

$$T_L = a_1 + b_1 C\% + c_1 Si\% + d_1 Mn\% + e_1 P\% + f_1 S\% \tag{7.2-24}$$

$$T_E = a_2 + b_2 C\% + c_2 Si\% + d_2 Mn\% + e_2 P\% + f_2 S\% \tag{7.2-25}$$

式中，a_1、a_2 为常数；b_1、c_1、d_1、e_1、f_1 以及 b_2、c_2、d_2、e_2、f_2 为碳、硅、锰、磷、硫各项的系数。

式中%均为质量分数，下同。其中硫对共晶转变温度的影响很小，再加上铸铁的含硫量一般很低，其影响可以忽略不计。锰对 T_L 和 T_E 的影响也可忽略。磷对 T_L 和 T_E 有重要的影响，但由于铸铁中磷的含量并不高，最终效果却并不明显。因此，可以推导出用热分析方法预测碳和硅含量的基本公式：

$$C\% = A_1 + B_1 T_L + C_1 T_E \tag{7.2-26}$$

$$Si\% = A_2 + B_2 T_L + C_2 T_E \tag{7.2-27}$$

式中，A_1、B_1、C_1、A_2、B_2、C_2 为回归系数。

但是，通常的灰铸铁的共晶凝固，在凝固过程中会出现过冷现象，这是由于铁液结晶放出的潜热与样杯型壁及其他方面之间的散热的热量差所引起的变化。同时，初晶温度又受铁液孕育状况及结晶条件的影响，其温度值的测定难以进行，要想找出初晶温度、共晶温度和铁液成分之间的定量关系就有困难。

共晶凝固有四种类型：

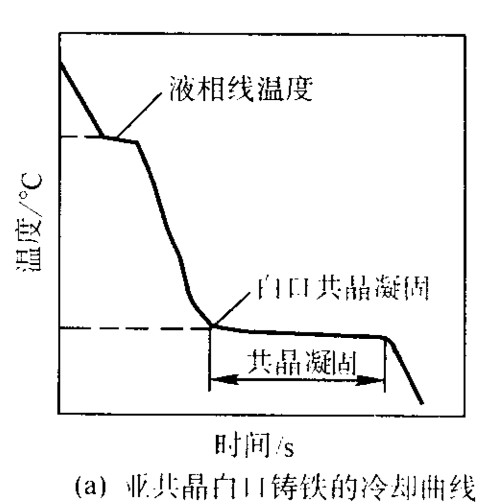
1）灰口凝固，强烈的过冷，最高共晶温度低于平衡共晶温度；

2）灰口凝固，过冷倾向较小，最高共晶温度接近平衡共晶温度；

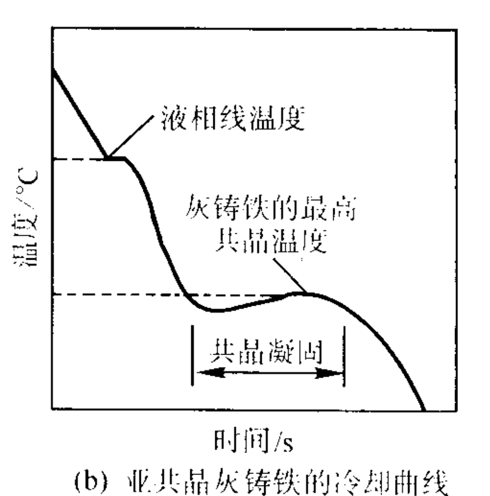
3）灰口凝固，过冷倾向更小，冷却缓慢，出现灰口共晶温度平台；

4）白口凝固，无过冷现象出现，显示出明显的白口共晶温度平台。

可见灰口共晶温度不能作为测定铸铁化学成分的判断依据，它受到许多因素的影响：生核程度、孕育状况、过热程度等；相反，白口共晶临界温度在所有情况下均无过冷出现，其共晶转变温度是一个恒定值（称为莱氏体共晶温度，用 T_{EM} 表示）。因此，可以用 T_{EM} 作为测定铸铁化学成分的判断依据，如图 7.2-7 所示。



(a) 亚共晶白口铸铁的冷却曲线



(b) 亚共晶灰铸铁的冷却曲线

图 7.2-7 铸铁的冷却曲线

1973 年 A. Moore 和 W. Donald 首次利用加碲试样，通过测定 T_L 及莱氏体共晶温度 T_{EM} 的数值确定了铁液中碳和硅的含量，T_L 及 T_{EM} 与铸铁中碳、硅含量之间的线性关系使得定量地计算铁液中的碳硅含量成为可能。

根据上述原理，国内外科研工作者开展了大量的研究工作，取得了大量的实验数据，采用数理统计的回归方法，在各自的试验和生产条件下建立了许多预测铸铁碳、硅含量的公式。表 7.2-4 列出了部分经过生产验证的数学回归公式。

从上述回归公式的建立过程可以得出，回归公式中的各回归系数都是在一定的工艺条件下（炉料成分、熔炼温度、过热程度、孕育状况、试样浇注温度等）采用数理统计的方法，通过大量的实验结果回归确定的。因此，所确定的回归公式仅适用于原来的工艺条件。在实际生产中使用时，必须尽力保证工艺条件的相对稳定，当工艺条件有所变化时，必须及时修正相关的回归系数，才能保证预测结果的准确性。因此，原则上在生产中各个车间甚至是各类产品应当建立符

表 7.2-4 预测铸铁碳含量、硅含量的公式以及适用范围

检测项目	回归公式	适用范围	研究者	研究年份
碳含量（质量分数）	$C\% = 0.016\ 93T_{EM} - 0.007\ 96T_L - 6.05$		Moore	1973 年
	$C\% = 0.017T_{EM} - 0.008\ 19T_L - 5.86$		Enghem	1976 年
	$C\% = 0.017T_{EM} - 0.008\ 19T_L - 5.86$	可锻铸铁	北京工业大学	1979 年
	$C\% = 0.008\ 299T_{EM} - 0.004\ 629T_L - 0.290\ 87$	HT150 HT250	上海柴油机厂	1982 年
	$C\% = 0.449\ 315T_{EM} - 0.196\ 713T_L - 7.614\ 97$		南京汽车制造厂	1984 年 T_{EM}、T_L 均为 mV 值
	$C\% = 0.181\ 8T_{EM} - 0.008\ 48T_L - 6.848\ 4$	C2.6～3.78%	南京机电研究院	1983 年
硅含量（质量分数）	$Si\% = 86.79 - 0.070\ 16T_{EM} - 0.005\ 66T_L - 2.45P\%$		Moore	1973 年
	$T_{EM} = 1\ 138.2 - 6.4\ (Si\% + 4P\%) - 1.65\ (Si\% + 4P\%)^2$		Enghem	1976 年
	$Si\% = 55.066 - 0.047\ 8T_{EM}$	可锻铸铁	北京工业大学	1979 年
	$Si\% = 33.047 - 0.027\ 5T_{EM} - 2.03P\%$	HT150 HT250	上海柴油机厂	1982 年
	$Si\% = 93.221\ 8 - 0.039\ 987\ 6T_L - 1.949\ 98T_{EM}$		南京汽车制造厂	1984 年 T_{EM}、T_L 均为 mV 值
	$Si\% = 88.629\ 2 - 0.077\ 46T_{EM} - 3.092\ 02P\%$	C2.6～3.78%	南京机电研究院	1983 年

合各自生产工艺条件的数学模型，并确定各自的回归系数。

需要说明的是，采用加碲样杯强制白口凝固的方法仅适用于测定灰铸铁、可锻铸铁、球墨铸铁的原铁液中的液相线碳当量和碳含量；当铁液中磷含量较低且波动较小时，可以测定铁液的含硅量。而不适用于经镁处理后的球墨铸铁的熔液成分的预测，镁与碲发生反应生产碲化镁，使样杯失去了强制白口凝固的作用，从而使试样凝固为灰铸铁。为此，通常用有机黏结剂将团粒状的硫加入样杯中，加入质量分数为3%，以阻碍碲化镁的生成，但这样处理的结果是铸铁的液相线温度 T_L 和共晶温度 T_{EM} 都有所降低，导致液相线碳当量 CEL 值增大。

2.4 采用微分热分析法检测铁液成分

采用微分热分析法可以检测铁液的含碳量、碳当量以及共晶度。根据图 7.2-8，在微分冷却曲线上有两个最大值，奥氏体峰 AP 和共晶凝固最大再辉速度 MXCR。D 和 F 点均位于零线，分别对应表示共晶的最低温度 T_{EU} 和最高温度 T_{ER}。

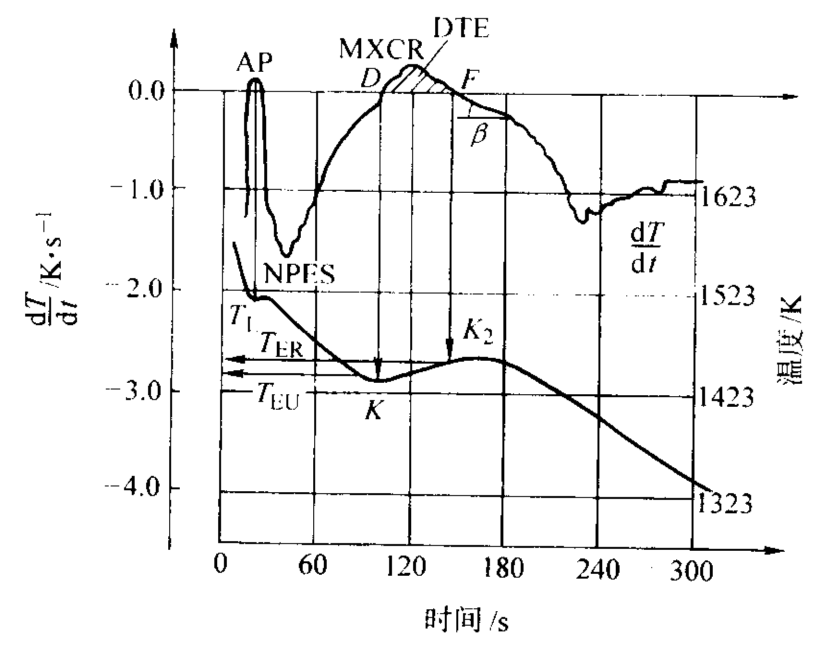


图 7.2-8 用热分析和微分热分析法测得的典型铸铁冷却曲线

通过 AP 点画一条与温度轴平行的直线，与冷却曲线的加点为液相线温度 T_L。在零线以上，微分热分析曲线所形成的面积 DTE 表示了铸铁熔体凝固时的过冷度，近似等于高为（$\Delta T/\Delta t$）和底为 t 的三角形面积。

经大量试验和对试验结果的回归分析，可以得出，铸铁的碳当量同液相线温度 T_L、共晶凝固最高温度 T_{ER} 和共晶过冷度 DTE 有关，即

$$CE = 8.14 - 7.970 \times 10^{-3}T_L + 4.75 \times 10^{-3}T_{ER} - 1.10 \times 10^{-3}DTE \quad (7.2\text{-}28)$$

共晶度 Sc 与液相线温度 T_L、共晶凝固最高温度 T_{ER} 和微分曲线的角度 β 有关，即

$$Sc = 2.06 - 2.13 \times 10^{-3}T_L + 1.28 \times 10^{-3}T_{ER} - 9.4 \times 10^{-4}\beta \quad (7.2\text{-}29)$$

铸铁的含碳量主要同液相线温度有关，即

$$C = 11.57 - 6.82 \times 10^{-2}T_L \quad (7.2\text{-}30)$$

3 热分析法在综合评估金属液质量方面的应用

相对于铁液成分分析而言，评判铁液质量、预测凝固后的组织并在其基础上稳定控制铸件的质量，对于铸造生产更具有现实意义。

在前面热分析原理中已阐述过，控制铁液质量的因素可以从冷却曲线上得到较为全面的反映。合金在冷却过程中发生的任何一种变化（凝固及固态相变），都伴随有热量的释放或吸收，从而使铸件试样温度变化的连续性受到破坏，显示出特征值（即临界点），因此可以采用这种热分析法测定合金临界点和绘制合金相图。同理，当我们测得合金的冷却曲线时，根据其临界点的温度，就可以确定合金的成分，对于铸铁，特别是合金铸铁，由于其成分复杂，各种合金元素会使相图的图形发生较大的变化。但是成分无论多复杂，合金成分、临界点的温度与其相组成之间都存在一定的关系。样杯中铁液的最高温度 T_{max}，初晶奥氏体开始析出温度 T_L，共晶温度 T_E，共晶过冷温度 T_{EU}，共晶回升温度 T_{ER} 及凝固终了温度 T_S 等对铁液的冷却、凝固过程，对热分析曲线的形状有比较大的影响，进而影响铁液的铸造性能、结晶组织、化学成分和铸件的力学性能。人们通过在冷却曲线上取特征值，回归出这些特征值与铸铁性能指标之间的关系式，实现对铁液质量的评估，进而可以预测灰铸铁、球墨铸铁的

各项性能指标。

20 世纪 70 年代以后，铁熔体和铸件质量控制的发展向铁液质量的综合评估方向发展，人们开始研究用热分析法预测灰铸铁凝固组织和力学性能的关系，评定球墨铸铁的球化率、缩孔、缩松倾向等。

3.1 在评估球墨铸铁铁液质量方面的应用

3.1.1 快速测定球墨铸铁的球化率和球化级别

在球墨铸铁生产中，快速而准确地评定经球化处理后的熔体质量、预测球化率、球化级别以及孕育效果，对控制和保证球墨铸铁件的质量有着积极的意义。热分析法由于能够快速、准确地完成这些任务，并具有良好的重现性和经济性，而在球墨铸铁熔体质量判定方面得到了广泛的应用。

用热分析法测定球墨铸铁的球化率大致可分为三种：①直接利用合金的一般冷却曲线的特征值；②利用已凝固部分的石墨组织的不同所引起的热导率的差异；③微分热分析法。

（1）直接利用合金的一般冷却曲线

直接利用球墨铸铁的一般冷却曲线测定球化率的基本出发点是基于灰铸铁与球墨铸铁冷却曲线的特征有明显的差别，球墨铸铁的球化质量与孕育效果在其冷却曲线上有明显的反映。图 7.2-9 为典型的球墨铸铁和普通灰铸铁的冷却曲线，图 7.2-10 为典型的亚共晶成分的球墨铸铁的冷却曲线。图中 T_{AL} 为初生奥氏体开始析出温度，T_{EN} 为共晶初晶形核及其有限生长的温度，T_{EU} 为大量共晶生长温度，T_{ER} 为共晶凝固最高温度。

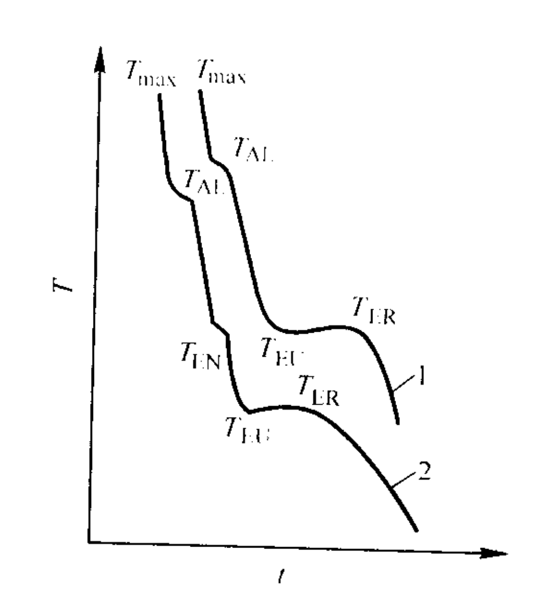


图 7.2-9 球墨铸铁和普通灰铸铁的典型冷却曲线
1—普通灰铸铁；2—球墨铸铁

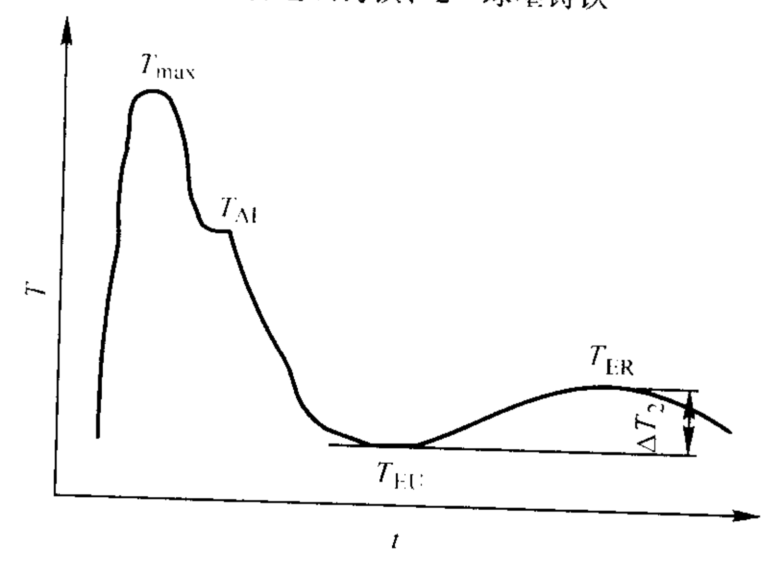


图 7.2-10 典型的亚共晶成分的球墨铸铁的冷却曲线

由图 7.2-9 可以看出，经球化处理后的铁液由于强烈阻碍石墨化的稀土元素和镁的加入，使初生奥氏体开始析出温度（T_{AL}，也称初晶温度）和共晶温度 T_E 均比普通灰铸铁的低。开始析出石墨－奥氏体共晶（到达 T_{EN} 温度）后，铸铁熔体在一定的过冷度下（$\Delta T_1 = T_{EN} - T_{EU}$）进行大量共晶凝固，过冷度的大小取决于铸铁熔体的形核条件和白口倾向。如果球化孕育效果较好，则形核条件好，共晶团的数目就多，ΔT_1 较小；如果球化孕育效果较差，则球墨铸铁既可析出石墨，也可析出碳化物，形成麻口组织；球化而未孕育的铸铁，组织中会出现大量的碳化物。当共晶回升温度（$\Delta T_2 = T_{ER} - T_{EU}$）一定时，则球墨铸铁球化率随着 ΔT_1 的增加而增大；其次，随着共晶过冷度的增加，组织中的碳化物也增多。

因此，可以把共晶过冷或大量共晶生长温度 T_{EU} 作为判断片状石墨和球状石墨以及预示碳化物的特征分界值。球化良好的球墨铸铁，T_{EU} 值在 1 396 ~ 1 408 K 范围变化，它随铁液含硅量和生核程度的增加而升高；而普通灰铸铁的 T_{EU} 值在 1 413 K 以上，两者的差异是显著的。T_{EU} 值降低过大则预示着产生碳化物，灰铸铁和球墨铸铁出现大量碳化物的 T_{EU} 临界值分别为 1 398 K 和 1 391 K 左右，比其无碳化物时 T_{EU} 值下降 5 ~ 20 K。

但是，球墨铸铁球化率仅从 T_{EU} 值来判断是不够的，因为当球化不良或有衰退发生时，合金中仍含有大量残余的镁和稀土，在共晶凝固时尤其是共晶凝固初期仍具有较大的过冷倾向，依然按照分离生长的糊状方式凝固，尽管石墨形态恶化，畸变为团状或蠕虫状，T_{EU} 值变化不大，仍为 1 398 K 左右。只有在较大的过冷度下，才能生成大量的球状石墨，促进共晶转变的进行。

随着共晶转变的进行，大量共晶生成，释放出大量结晶潜热，引起温度回升，出现最高共晶温度 T_{ER}。试验证明，共晶回升温度 ΔT_2，即大量共晶的最高温度 T_{ER} 与 T_{EU} 的差是分辨球化状态的主要特征值之一（见图 7.2-10）。当球化不良或有衰退发生时，凝固初期按分离方式生长，T_{EU} 的值变化不大。凝固后期如果由于某种原因出现残余镁量或稀土量不足，或冷却速度较小、奥氏体表面或周围的温度浓度起伏、某些干扰元素的富集等情况，将会导致石墨垂直于 [0001] 面的优势生长遭到破坏，或者奥氏体壳在生长过程中破裂，石墨局部直接同铁液接触，凝固方式从分离生长转变为共生生长，共晶反应速度加快，放出大量潜热，使共晶回升温度增加，形成球、团、蠕状混合组织或全蠕状组织。球化级别越差，共晶凝固速度越快，ΔT_2 也越大。对于球化良好的球墨铸铁，分离生长成核后，石墨进一步的生长受到限制，稳定状态的生长温度在 1 403 K 左右。这种情况下，成核和生长温度的差距较小，ΔT_2 较小。球化情况和 ΔT_2 的对应关系如表 7.2-5 所示。共晶回升温度 ΔT_2 还与石墨球数目密切相关，过冷和回升温度增大，石墨球数目增多。

表 7.2-5 球墨铸铁球化级别与共晶回升温度 ΔT_2 的关系

共晶回升温度 ΔT_2/K	≤ 4	5 ~ 12	> 12
球化级别	1 ~ 2 级	3 ~ 4 级	5 ~ 6 级，直至完全蠕墨

灰铸铁在进行共晶转变时，片状石墨的生长是无抑制的共生生长，其共晶温度回升与球墨铸铁相似，也不大，但其稳定状态的生长温度却比球墨铸铁高得多，因而可以将球状石墨与片状石墨区别开来。

观察球墨铸铁冷却曲线，其尾部曲率比灰铸铁的冷却曲线要小，也可以作为判断球化率的一个重要特征值。球墨铸铁属于糊状凝固方式，共晶凝固范围较宽，有较宽的固液两相区，冷却曲线尾部的曲率较小，无明显的共晶凝固终止温度值。尾部曲率越小，球化级别越好。而灰铸铁冷却曲线尾部曲率较大。

综上所述，不同成分的球墨铸铁冷却曲线上具有不同大小的温度特征值，通过大量测试数据归纳出其温度特征值的范围，建立相应的数学模型，能够在炉前实现快速、准确判定被测铁液的组织结构，评定其球化级别和孕育效果。

但应该注意的是上述方法仅能适用于与建立数学回归模型的试验条件相同的工艺条件。ΔT 是 T_{EU} 和 T_{ER} 两特征值间的差，而这两特征值除受球化效果的影响外，还与铁液的孕育效果、浇注温度、冷却速度以及样杯形状、尺寸等因素有关，冷却曲线特征值的变化是上述各种因素共同作用的结果。因此难以建立受各种因素影响的特征值同某一因素间的关系。另外在没有得到不同影响因素对某一特征值的影响权重的前提下，难以利用既定条件下所建立的特征值与铁液质量指标间的线性或非线性关系测评变化条件下的液态金属质量。

(2) 相对热导率法快速测定球化率

众所周知，石墨是一种热的良导体，由于球墨铸铁和灰铸铁的石墨形态不同，它们的导热能力也不相同：在球墨铸铁中，石墨以球状分布，无法连接导热性能较差的基体，球墨铸铁的热导率低于片状石墨的灰铸铁。另外，铸铁的热导率还随基体组织而变化，铁素体和珠光体的热导率不同，对铸铁的总热导率有影响。

测定热导率的绝对值是相当困难的，不仅需要精密的实验设备，而且需在静态下进行。显然，在现场快速测定球化率时不能采用测定绝对值的方法，只能采用测定相对热导率的方法。为了排除试样冷却到室温后基体组织对热导率的影响，最好检测奥氏体温度范围的热导率。采用相对热导率检测球化率，需要测定铸铁试样的温度梯度，即检测出正在冷却的铸件的表面和中心的温度差，然后计算热导率。

检测相对热导率的样杯结构如图7.2-11所示。由于它具有两个大小不同的截面，直径为 d 的部分将首先凝固，而直径为 D 的部分则凝固较慢，样杯中会产生很大的温度梯度。样杯的结构尺寸要根据在直径为 d 的部分完全凝固之前，直径为 D 的部分不能开始凝固的原则来设计。在样杯小端放置一只热电偶，并记录其冷却曲线。

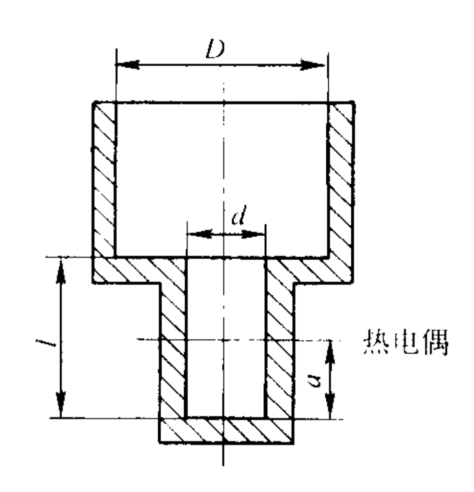


图7.2-11 检测相对热导率的样杯结构示意图

由于各种铸铁热导率的差别只有在凝固后才表现出来，因此，小端直径应尽可能小，以缩短凝固时间，但又要避免正常成分的铸铁在小端出现莱氏体。综合这两个因素，小端直径一般为18 mm左右。此外，热电偶放置在离下端底部6 mm处时，这样不仅能扩大球墨铸铁与灰铸铁冷却曲线的差异，而且能增加曲线的重现性。为保证试样内具有足够的温度梯度，小端长度 l 不能太短，大端直径 D 不能过大，以实现3 min内快速测定的目标。图7.2-12为实际使用的样杯尺寸示意图。

图7.2-13为采用上述样杯采集的冷却曲线的一般形式。浇注后试样的温度下降；当小端开始共晶凝固时，出现共晶驻点，直至小端完全凝固，温度再次下降；当大端开始凝固时，放出大量热量并通过传导使小端的降温延缓下来，致使冷却曲线（虚线所示）偏向右方，并按实线 AA' 下降。实验证明，使用这种样杯在大端的凝固过程中，样杯里出现一个恒定温度场，其上部由于得到凝固热而保持恒温，使其下部达到吸热和放热平衡。通常把这段时间里保持的恒温线称为“相关固相线”。显然，相关固相线保持恒温将提高在曲线上进行检测的精度。同时，由于下部吸收的热量决定于凝固铸铁的热导率，而热导率又是铸铁凝固期间析出石墨形状的一个函数，因而偏离的固相线还受石墨结构的影响。

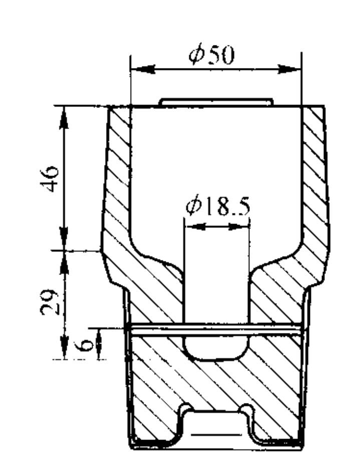


图7.2-12 样杯的实际尺寸

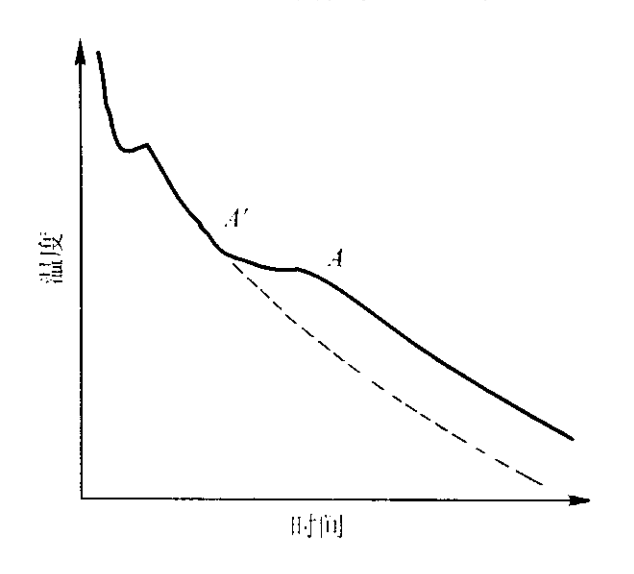


图7.2-13 相对热导率样杯采集的冷却曲线

图7.2-14为用上述样杯采集的一条典型的冷却曲线。图中 T_S 为小端正常的固相线驻点；T_{SR} 为相关固相线；x 为试样从1 433 K降到1 333K所需的时间。x 是检测有关正常冷却速度最为实用和重复性最好的参数，用 T_{100} 表示（单位为s）。试验表明，T_{100} 与 T_{SR} 之间有着明显的关系，为简化起见常以样杯浇注后3 min所达到的温度值代替 T_{SR}，称为 T_3。实际上 T_{SR} 和 T_3 之间仅有很小的差别。

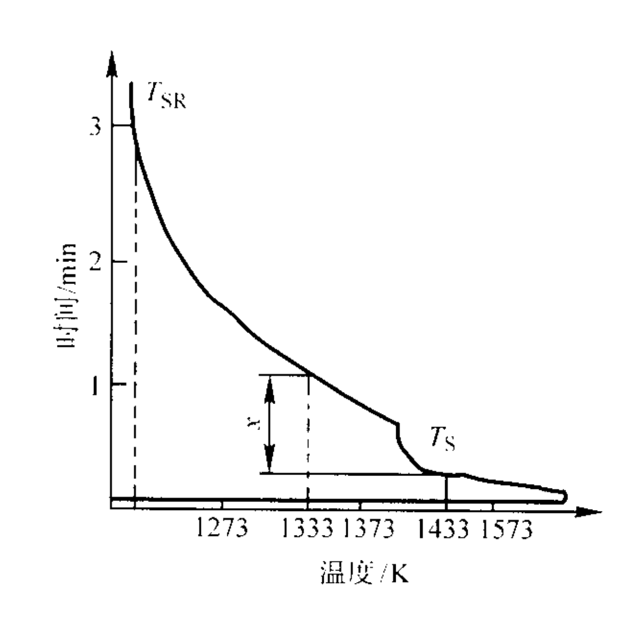


图7.2-14 用相对热导率法测得的一条典型冷却曲线

图7.2-15为球墨铸铁 T_{100} 和 T_3 之间的关系。从图中可以看出，尽管生产方式不同，所处理的合金以及孕育程度不同，但它们遵循同样的关系。

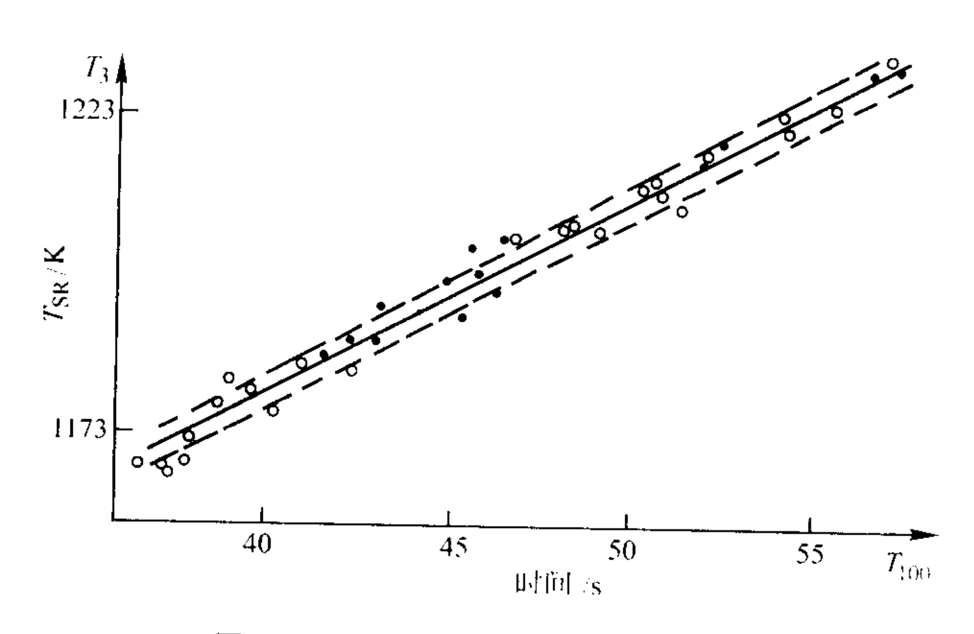


图 7.2-15　球墨铸铁 T_{100} 和 T_3 间的关系
○冲天炉熔炼，用 FeSiMg 处理，不孕育
●工频炉熔炼，用 NiMg 处理，加质量分数为 0.6% 孕育剂

如果球墨铸铁的球化率是未知的，则可通过冷却曲线求出 T_{100} 和 T_3 的值，按照这组数据可以在图上找出相对应点，从而求出该点与球墨铸铁标准关系曲线的温度差 ΔT。经过大量试验表明，ΔT 值与球化率之间有密切关系（见图 7.2-16）。从图中可看出，按 ΔT 值的大小可把曲线划分成三个部分：当 $\Delta T<3.5$ K 时，球化良好的可能性很高（绿区色）；当 $\Delta T>11$ K 时，很可能没有球化（红色区）；如果当 3.5 K $<\Delta T<$ 11 K，则不能评定是否球化，需要进行金相检验（黄色区）。

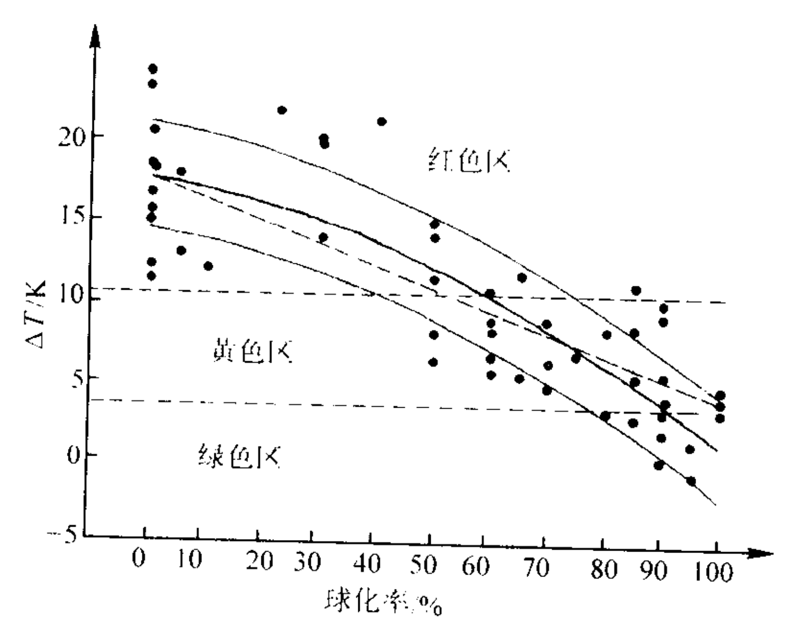


图 7.2-16　球化率和 ΔT 间的关系

实验证明，相对热导率法在固相线温度低于 1 393 K 时，铸铁很可能形成碳化物。由于奥氏体-渗碳体共晶的生成热和热导率都不同于奥氏体-石墨共晶，因而碳化物的存在会影响检测结果。

3.1.2　预测石墨形态

P.Zhu 和 R.W.Smith 通过热分析方法进行了铸铁的微观组织预测试验。得出结论：铸铁热分析曲线的过冷温度 T_{EU} 反映了初晶共晶体的生长温度、在一定条件下，可以用来确定石墨的形态。例如使用含稀土元素的球化剂，当共晶回升温度 $\Delta T>6$ K，共晶再辉温度 T_{ER} 大于 1 423 K，则预示着片状石墨生长；当共晶回升温度 $\Delta T>6$ K，共晶再辉温度在 1 413～1 418 K 之间预示着蠕墨形成；当共晶回升温度 ΔT 非常小，共晶再辉温度和共晶过冷温度都低于 1 413 K 时则形成球状石墨结构，如图 7.2-17 所示，其中 $\Delta T=T_{ER}-T_{EU}$。

但预测石墨形态有很多限制，浇注的温度、样杯的选取以及球化剂或者孕育剂的使用都对热分析结果有严重影响，这些过程变量相互作用，使得用热分析曲线预测石墨组织的方法实现起来非常困难。

采用如图 7.2-18 所示的样杯采集铁液的冷却曲线及其微分曲线，可以用于预测铸铁凝固组织的石墨形态。样杯采用钢板制成，内外壁均涂有 Al_2O_3 涂料，热电偶由样杯上部插入到样杯中央。取样时，把样杯浸入铁液中约 10 s，让铁液通过样杯上部的铁液入口充满样杯内腔，然后提起，让其自然冷却。其冷却速度可以通过改变绝热层厚度或把样杯放入小型电阻炉来调节。试样的质量约为 250 g。

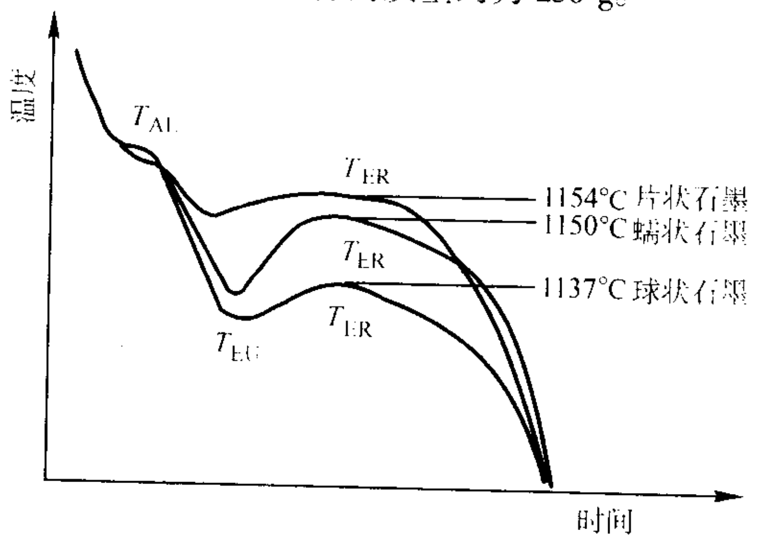


图 7.2-17　使用稀土球化剂时，再辉温度与石墨形态的关系图

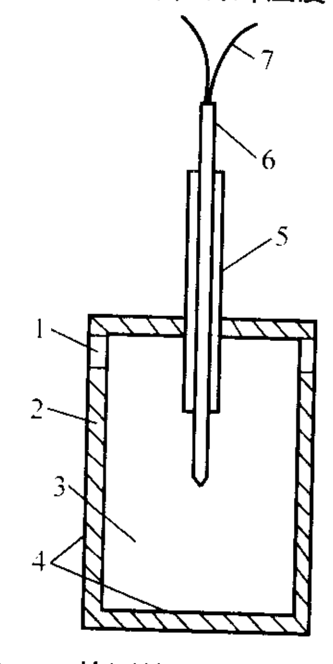


图 7.2-18　检测铸铁组织形态的样杯
1—铁液入口；2—钢板；3—铁液；
4—Al_2O_3 涂层；5—Al_2O_3 管；6—钢管；
7—热电偶

对于大型蠕墨铸铁件，铁液采用镁处理并加孕育剂，在浇注 2 t 铁液的前后取样，改变球化剂的加入量，以获得不同的片状、蠕虫状和球状石墨。试验结果如图 7.2-19 所示。可以看出，铁液的相对过冷度 ΔT 与共晶再辉率 $dT/d\tau$ 有明显的关系。共晶再辉率的定义为铸铁共晶反应释放热量引起冷却曲线回升时的最大速率。当再辉率大于 35 K/min 时，蠕虫状石墨的量大于 85%；而再辉率小于 10 K/min 时则会生成完全的片状石墨。

当然，由于浇注温度、凝固过程、偏析等因素的影响，再辉率为 20～35℃/min 范围内，有可能生成蠕虫状石墨，也有可能生成球状石墨，难以正确评判。

对于球墨铸铁件，对铁液采用镁处理后取第一个试样，孕育后再取第二个试样，测得试样的冷却曲线。为了避免渗碳体的生成，第一个试样的冷却速度要慢一些。图 7.2-20 和图 7.2-21 所示分别为孕育前后取样测试的结果。

从图中可以看出，孕育前的铸铁试样中，所有再辉率小于 10 K/min 的球化率都大于 90%。虽然灰铸铁的相对过冷度和再辉率也很低，但其共晶再辉温度却比球墨铸铁高 15～20 K，较容易判定。孕育后的试样中，冷却速率和再辉率均很大，所有再辉率小于 18 K/min 的球化率才大于 90%。

采用上述方法，可以在正确的取样技术和具有重现性的冷却条件下实现预测铸造合金的组织。但由于浇注温度、凝固条件等的变化，要想得到稳定、准确的预测结果还是非常困难的。

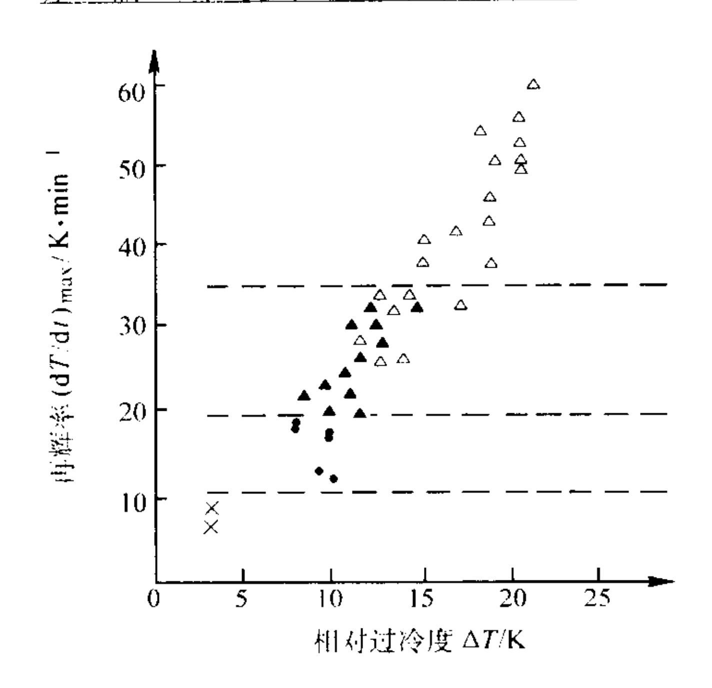


图 7.2-19 各种石墨形态试样的相对过冷度和再辉率
△蠕虫状石墨 > 85%；▲蠕虫状石墨为 50% ~ 85%；●球状石墨 > 85%；×片状石墨（均为体积分数）

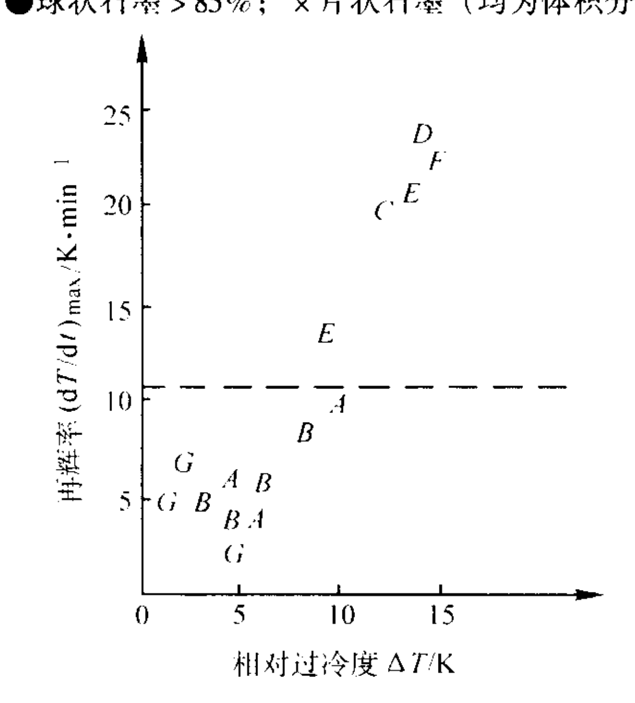


图 7.2-20 不同球化率试样的相对过冷度和再辉率
（孕育前冷却速度 50 K/min）

G—片状石墨铸铁；A—球化率大于 95%；B—球化率为 90% ~ 95%；C—球化率为 80% ~ 90%；D—球化率为 60% ~ 80%；E—球化率为 40% ~ 60%；F—球化率为 10% ~ 40%

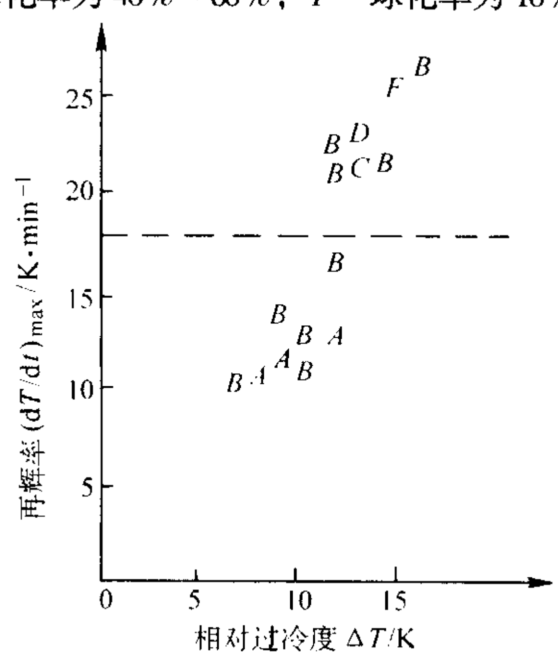


图 7.2-21 不同球化率试样的相对过冷度和再辉率
（孕育后冷却速度 90 K/min）

3.2 在评估灰铸铁铁液质量方面的应用

热分析法在评估灰铸铁铁液质量方面的应用除了炉前快速测定合金的碳当量、碳含量和硅含量外，还包括预测合金的共晶团数目、白口倾向、石墨形态以及确定灰铸铁的力学性能与化学成分、生核程度及金相组织之间的关系。

3.2.1 快速测定灰铸铁的共晶团数目

铸铁的力学性能与铸铁凝固组织中的共晶团数目和大小（单位体积、面积或长度内共晶团的数目）以及石墨的形态和分布有着密切的关系，而共晶团的数目和大小又取决于凝固时晶核的形成和生长条件，因而铸铁的孕育效果和成核情况对其共晶凝固过程有重大的影响。

在实际生产中，灰铸铁的共晶凝固主要是靠非均质形核进行的。在冷却速度相同时，晶核的数目及其特征将决定铁液的共晶过冷度 ΔT。共晶过冷度 ΔT 在冷却曲线上则表现为共晶反应的最低温度 T_{EU} 与平衡温度 T_E 之差。在相同的冷却条件（相同浇注温度与冷却速度）下，相同化学成分的灰铸铁，ΔT 值越小（过冷倾向越小），共晶团数目就越多，析出石墨－奥氏体共晶体；ΔT 值越大，共晶团数目越少，晶粒粗大，同时容易析出渗碳体－奥氏体共晶团。用热分析法测定灰铸铁冷却曲线上 ΔT 值的大小，即可预测灰铸铁的共晶团的数目（即晶粒的大小）。有人在实际生产中用 GG25 铸铁浇注了 1 036 个试棒（试棒的直径为 30 mm），发现过冷度 ΔT（K）与共晶团数 Z（个/cm²）之间存在线性关系，即

$$Z = 716 - 22\Delta T \quad (7.2\text{-}31)$$

并根据过冷度的不同将共晶团数目分为六类（见表 7.2-6）。

表 7.2-6 铸铁共晶凝固特征分类

分类	过冷度 ΔT/K	共晶团数 Z/个·cm^{-2}	石墨形态及分布	备注
Ⅰ	2.5	>600	≈100% A 型石墨，长度 4~6 级	几乎是自由凝固的过冷度
Ⅱ	5.0	~550	90% ~ 100% A 型石墨，长度 4~5 级 <10% B/D/E 型石墨	过冷度很小
Ⅲ	10.0	~450	80% ~ 90% A 型石墨，长度 4 ~ 5 级 <20% B/D/E 型石墨	过冷度小
Ⅳ	15.0	~350	≈50% A 型石墨，长度 4~5 级 <50% B/D/E 型石墨	过冷度适中
Ⅴ	20.0	~250	≈30% A 型石墨，长度 4~5 级 <50% D/E 型石墨 <20% B 型石墨	过冷度大
	23.0	~150		
Ⅵ	26.0	~100	≈0% A 型石墨，长度 4~5 级 <80% D/E 型石墨 <20% B 型石墨	过冷度很大

采用过冷度比也可以预测铸铁的共晶团数目。首先测出原铁液（为孕育）的绝对过冷度 ΔT_A，然后测出孕育后的绝对过冷度 ΔT_I，通过 ΔT_A 和 ΔT_I 的比值就能评定孕育后铁

液的共晶凝固。有科研工作者在相同工艺生产条件（热风冲天炉熔炼、配料和选渣条件相同，化学成分波动范围不大，在 1 773 K ± 30 K 下炉前孕育）和相同的冷却条件下，对 GG25 铸铁孕育前后的过冷度比与共晶团数目间的关系进行了研究，结果见表 7.2-7。

表 7.2-7　铸铁凝固过冷度比与共晶团数目的关系

过冷度比值	共晶团数 Z/个·cm^{-2}	备 注
1.00 ~ 1.25	70 ~ 200	不孕育
1.25 ~ 1.5	200 ~ 350	孕育效果很差
1.5 ~ 2.5	350 ~ 550	最佳生产状况
2.5 ~ 4.0	> 550	强烈孕育

3.2.2　预测灰铸铁的白口倾向、石墨形态

铁液质量评估的另一重要内容是铁液白口倾向的测评。W. Oldfield 于 1962 年开展了相关工作的研究并认为增大稳态共晶温度与亚稳态共晶温度差 ΔT^* 可降低铁液的白口倾向，但后来发现铸铁熔体中 Si 含量超过一定浓度后，ΔT^* 仍随 Si 含量的增加而增大，但铁液的白口倾向反而提高；w（S）含量超过 0.1%后，铁液的白口倾向增加，但 ΔT^* 没有明显改变。在否认了 ΔT^* 在铁液白口倾向测评方面的作用后（P. Zhu），人们试图利用 T_{EU} 来达到评估目的，但 T_{EU} 是浇注温度等因素的敏感参数。1996 年 D.A.Sparkman 采用了一个加碲，另一个不加碲的双样杯同时得到 T_{EU} 和碳化物 - 奥氏体共晶温度 T_{CE} 以及铁液的液相线温度计算白口深度，见式（7.2-32）。

$$\text{Calc.chill} = k_1 T_L + k_2 (T_{EU} - T_{CE}) + k_3 \qquad (7.2\text{-}32)$$

式中，Calc.chill 为计算白口深度，mm；T_L 为液相线温度，℃；k_1、k_2、k_3 为常数。

后来，日本学者 Toshitake Kanno 等人发展了上述思想，并提出了三样杯测评铁液质量的新方法，即在双样杯的基础上增加了带有孕育剂的样杯，该方法可同时得到 ΔT、ΔT_1 和 ΔT_E（见图 7.2-22）。ΔT_1 在固定成分条件下与铁液白口倾向有较好的线性对应关系，但明显受 Si、Cr 含量的影响。特征值 $\Delta T_1/\Delta T_E$ 可较好测评白口倾向，且与成分无关，并得到关系式（7.2-33）：

$$D = -27 (\Delta T_1/\Delta T_E) + 26 \qquad (7.2\text{-}33)$$

式中，D 为白口深度，mm。

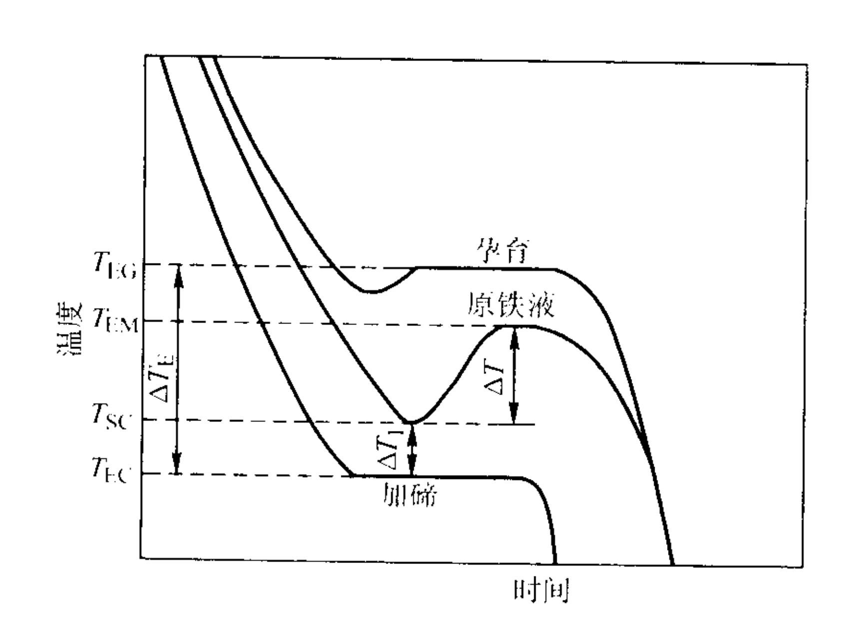


图 7.2-22　三样杯测量所得冷却曲线示意图

D. A. Sparkman 和 C. A. Bhaskaran 则针对白口倾向的热分析检测进行了系统研究。研究结果发现过冷度对石墨组织形态的形成有影响。图 7.2-23 所示为过冷度与石墨形态的关系示意图。

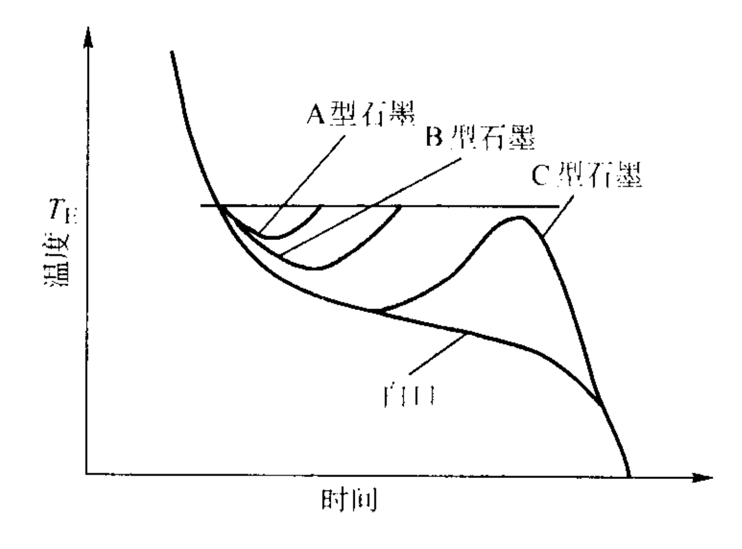


图 7.2-23　过冷度与石墨形态关系示意图

3.2.3　快速测定灰铸铁的组织和力学性能

铸铁的力学性能取决于凝固组织中的基体和石墨，不仅与其化学成分有关，还与过冷度有关。在铸造条件相近的条件下，力学性能主要由合金中的碳、硅以及磷的含量所决定，也就是说由铸铁的共晶度 S_c 来决定。共晶度的大小直接影响铸铁的抗拉强度、硬度以及弹性模量等力学性能，其值随铸件壁厚的不同而变化，一般在 0.8 ~ 1.0 之间。

通过测定冷却曲线上的液相线温度 T_L 或铸铁的凝固区间（$T_L - T_S$）来判断共晶度，从而预测铸铁的抗拉强度、硬度等力学性能。

大量试验表明，液相线温度 T_L 与共晶度 S_c 之间有很好的对应关系（见图 7.2-24），当 $0.80 \leqslant S_c \leqslant 1.03$ 时，可用下列公式表达：

$$S_c = (1\,598 - T_L)/435 = 3.674 - 0.002\,3\,T_L \qquad (7.2\text{-}34)$$

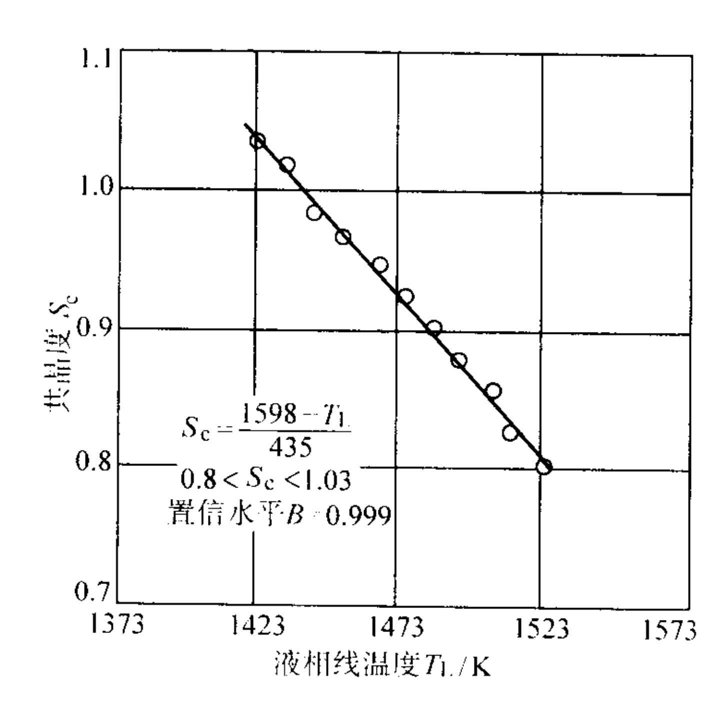


图 7.2-24　液相线温度 T_L 与共晶度 S_c 的关系

由式（7.2-35）和式（7.2-38）可求得铸铁的抗拉强度和硬度值。

$$\sigma_b = 1\,020 - 825 S_c \qquad (7.2\text{-}35)$$

$$\text{HBS} = 100 + 0.43\sigma_b \qquad (7.2\text{-}36)$$

式中，σ_b 是用直径为 $\phi 30$ mm 的试棒确定的。

$$\sigma_b = 164 + 1.85 (T_L - T_S) \qquad (7.2\text{-}37)$$

$$\text{HBS} = 428.6 - 354.8 S_c \qquad (7.2\text{-}38)$$

但由于铸铁的力学性能除受化学成分的影响外，还与凝固时的形核以及生长情况、石墨形状、大小、分布等多种因素有关，因而在实际铸造生产中，采用上述公式的预测值与实际试棒测定值有较大的偏差，不能单纯采用液相线温度作为预测铸铁力学性能的惟一特征值判据。

为了提高预测的精度，通常采用共晶凝固的回升温度

ΔT_E 来作为预测铸铁力学性能的另一个判据。研究表明，未经孕育的铁液的过冷度和共晶回升温度较大，白口倾向也较大，金相组织中共晶团粗大，并析出D、E型石墨；而经孕育处理的铁液的过冷度和共晶回升温度较小，白口倾向也较小，组织中的共晶团细小，仅有A型石墨。因而可以采用液相线温度来预测共晶度的大小，采用共晶凝固回升温度来表征铁液的过冷倾向的大小，从而对铁液的力学性能作出较为正确的预测。

表7.2-8为根据实验测定的非合金亚共晶铸铁的液相线温度 T_L、共晶回升温度 ΔT_E、共晶度 S_c 以及 σ_b 和HBS的关系。

表7.2-8　液相线温度 T_L、共晶回升温度 ΔT_E、共晶度 S_c 与 σ_b 和HB的关系

T_L/K	S_c	σ_b/MPa		HBS	
		0~4 K ΔT_E	5~10 K ΔT_E	0~4 K ΔT_E	5~10 K ΔT_E
1 423	1.03	204	179	166	174
1 433	1.01	216	190	173	181
1 443	0.98	228	201	179	187
1 453	0.96	240	211	186	194
1 463	0.94	252	220	193	201
1 473	0.92	265	228	199	207
1 483	0.89	277	235	206	214
1 493	0.87	289	241	213	221
1 503	0.85	301	246	219	227
1 513	0.82	313	249	226	234
1 523	0.80	325	252	232	240

当共晶回升温度较小（$\Delta T_E \leqslant 4$ K）时，铸铁的抗拉强度较高而硬度较低，液相线温度和共晶度与抗拉强度间有良好的线性关系：

$$\sigma_b = 1.22T_L - 1\,200 \qquad (7.2\text{-}39)$$

$$\text{HBS} = 56 + 0.54\sigma_b \qquad (7.2\text{-}40)$$

而当共晶回升温度增大（$5\text{ K} \leqslant \Delta T_E \leqslant 10$ K）时，铸铁的抗拉强度降低而硬度提高。此时必须进行孕育处理，以改善形核条件来细化晶粒，提高铸铁的力学性能。

实际生产中，为了适应炉前快速测定的需要，通常将非合金亚共晶铸铁的液相线温度 T_L、共晶回升温度 ΔT_E、共晶度 S_c 以及 σ_b 和HBS的关系制作成铸铁质量图，见图7.2-25。

对于过共晶铸铁，由于难以确切测定液相线温度，因而无法采用热分析法预测其力学性能。

3.3　在评估铝合金液质量方面的应用

铝合金因其具有低密度、高比强度等特点而广泛应用于航空、航天、汽车等行业。除凝固条件和化学成分外，合金的液体质量即：合金的细化、变质处理效果、气体含量、液体精炼效果等是影响该合金组织及性能的另一关键因素。其中缺乏对铝合金液质量的有效控制是当前面临的一个主要问题。好的液体质量是得到优质铸件的基础，后续工艺难以弥补部分因液体质量所导致的缺陷。因此快速、准确地评估铸造铝合金的液体质量是生产过程中非常重要的环节。

3.3.1　热分析技术在Al-Si合金细化处理效果评估方面的应用

早在1961年，V.B.Kurfman就尝试利用热分析方法评估部分铝合金、镁合金的细化处理效果；而大量相关工作是在1974年以后进行的。图7.2-26给出了未细化处理的亚共晶Al-Si合金的冷却曲线。如图所示：样杯中的熔体首先以较快的速度降温，在温度未达到 T_{NU} 前，液体中就已有α-Al晶核产生，但此时单位时间所放出的热量小于样杯单位时间所散失的热量，液体温度继续降低，但冷却速度逐渐减小。当温度到达 T_{NU} 时，由于液体过冷导致大量晶核生成，单位时间所释放的热量大于单位时间样杯散失的热量，液体温度逐渐升高直至 T_{NR}，此时液体凝固单位时间释放的热量与样杯散失的热量平衡。若液体中有大量异质晶核，初晶α-Al析出前所需过冷度较小，甚至不需要过冷，这同时表现在初晶过冷度 ΔT（初晶析出前的最低温度 T_{NU} 与再辉后最高温度 T_{NR} 间的差）随细化效果的增强而减小。该值最早被用来作为测评细化处理效果的主要判据。但后来研究发现初晶过冷度 ΔT 受多种因素的影响，如冷却速度、合金元素的含量等。冷却速度越高，初晶过冷度 ΔT 越大；合金元素含量越高，初晶过冷度 ΔT 越大，这可能是由于凝固过程中合金元素在α-Al晶核周围聚集，造成成分过冷，阻止晶核长大。另外，初晶过冷度随细化剂的加入而迅速减小，当液体中Ti的质量分数为0.003%时初晶过冷度就已难以辨别，但要达到较好的变质效果，液体中应至少含有质量分数为0.03%的Ti。

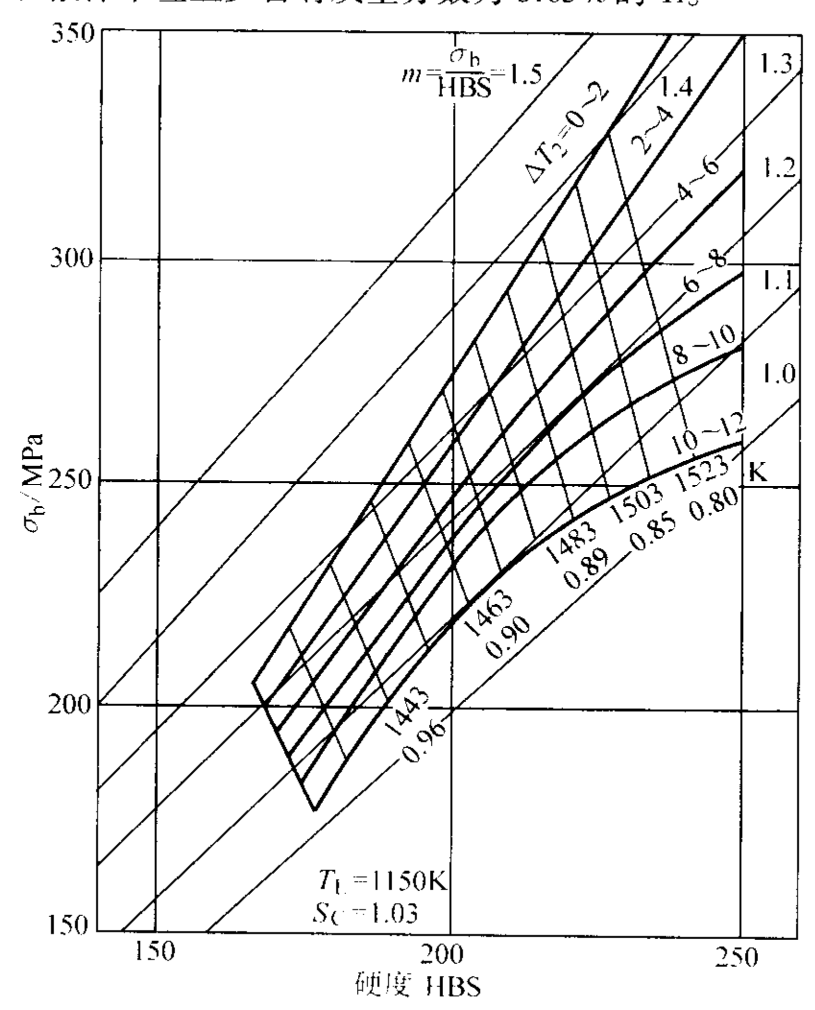


图7.2-25　灰铸铁质量评定图

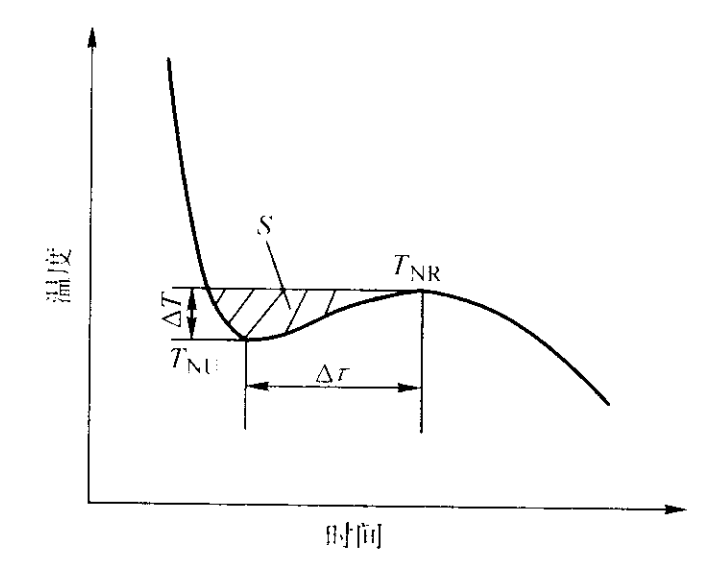


图7.2-26　亚共晶Al-Si合金凝固时初晶析出部分

上述结果表明：只用初晶过冷度还不足以表征液体的细化处理效果。

在相同冷却速度下，细化处理效果越好，液体中晶核数越多，由大量形核所在温度 T_{NU} 到再辉后最高温度 T_{NR} 所需时间 $\Delta\tau$ 越短。因此研究人员提出用 ΔT 测评熔体细化处理效果必须参考特征值 $\Delta\tau$，但就其组合方式（即两者间权重的分配）尚未达成共识。有人提出用图 7.2-26 中所示面积 S 的大小来测评细化效果。

细化处理影响初晶 α-Al 的形核及长大，势必影响初晶结晶潜热的释放速度或固相平均生长加速度。研究表明：在一定成分及冷却速度条件下，冷却曲线的一次微分曲线中与初晶析出相对应的峰高与样杯中试样的晶粒平均尺寸存在较好的对应关系。

综上所述，目前热分析法已能定性地测评 Al－Si 合金液体的细化处理效果。虽在一定条件下建立了部分定量关系，但条件不同定量关系不同，并且所得关系为热分析中的特征值与少量液体在满足牛顿冷却条件下所得的组织间的关系。铸件最终的晶粒度不但与液体的细化倾向有关，同时还取决于冷却条件、如冷却速度、铸件凝固时的温度梯度等。因此试图建立一定条件下液体质量指标与经不同冷却条件所得铸件性能间定量关系的工作是无法实现的。

3.3.2 热分析技术在 Al－Si 合金变质处理效果评估方面的应用

最初人们是采用共晶生长温度的高低测评变质效果（见图 7.2-27）。但该方法难以区别变质和过变质（见图 7.2-28）。考虑到变质前原液体质量，以变质前后共晶生长温度间的差值 ΔT_E 作为主要特征值，发现 ΔT_E 与变质级别间存在较好的对应关系。差值法对测量精度的依赖性相对较小，具有较高的精度。

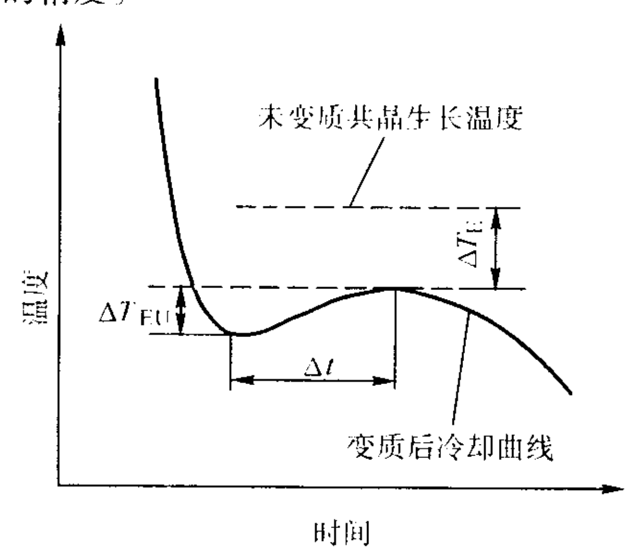


图 7.2-27 Al－Si 合金冷却曲线共晶生长阶段

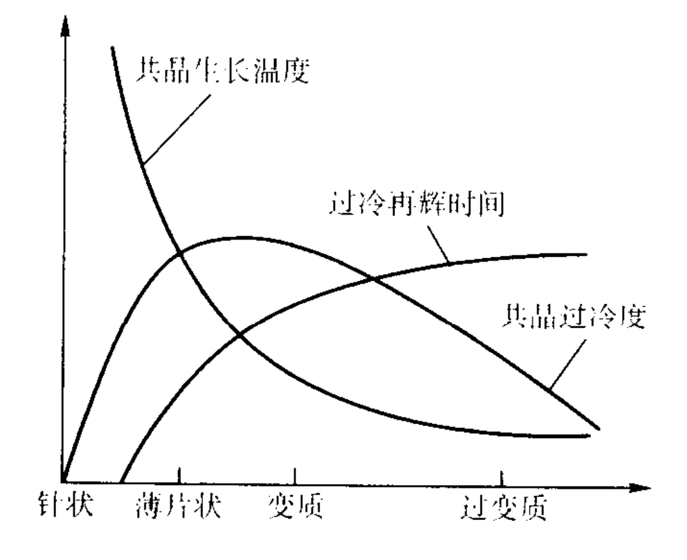


图 7.2-28 各特征值与变质效果间的关系

常用两种方法确定 ΔT_E，即分别测量变质前后的共晶温度和依据各元素对共晶温度的影响，通过测量熔体中各元素的含量计算出变质前的共晶生长温度。

国外有大型铸造厂对 AlSi8Cu3 合金用热分析方法进行测试，结果表明钠变质剂的含量与共晶生长温度的变化值 ΔT_E 间有密切的关系（见图 7.2-29）。

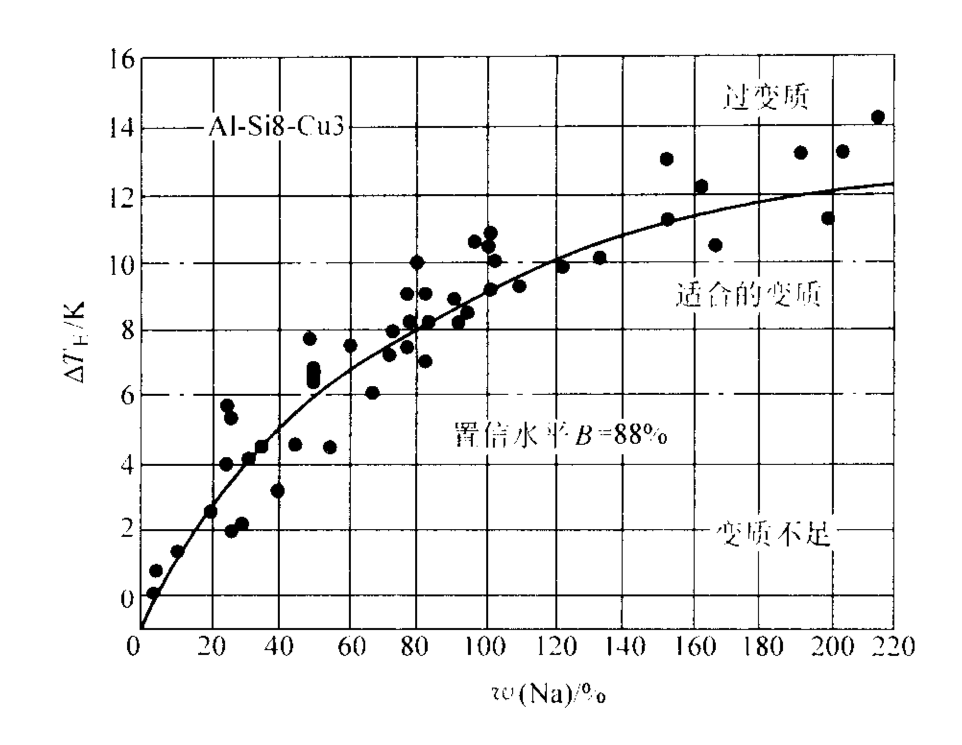


图 7.2-29 共晶生长温度变化值与钠含量及变质程度间的关系

上述方法的依据为共晶生长温度的变化与变质级别间存在较好的对应关系。但最近有研究结果对上述前提提出了疑问，其研究表明：对于亚共晶铝硅合金，在与砂型铸造相对应的冷却条件下，随变质剂 Sr 含量的增加，共晶生长温度虽有较大的变化，但变质级别较低。这表明共晶温度主要受液体化学成分的影响，而与变质级别间并不存在很强的对应关系；另外，Sr 对共晶温度的影响与液体 Si、Mg、Fe、Cu 等元素的含量及冷却速度有关。上述因素限制了在一定条件下得到的共晶温度或特征值 ΔT_E 与变质级别间定量关系的适用范围。除温度指标外，共晶过冷再辉时间是另一常用的特征值。随变质效果的增强，再辉时间增加，但该判据也难于区分变质与过变质（见图 7.2-28）；共晶回升温度 ΔT_{EU}、共晶凝固所释放的结晶潜热、固相平均生长加速度虽可辨别过变质，但难以区分过变质与变质的不足；微分曲线只能辨别变质与否。为此，评估变质效果必须同时考虑特征值 ΔT_E、共晶回升温度 ΔT、过冷再辉时间、共晶结晶潜热等多个因素。

3.3.3 热分析技术在 Al－Si 合方面的其他应用

在铸造 Al－Si 合金的生产中，合金的化学成分一般都是通过化学分析、光谱分析等手段进行的，采用热分析方法测定合金化学成分的工作开展得较少，但这项工作仍然很重要。例如：Mg 的含量直接影响 A356、A357 合金的力学性能，且在合金熔炼过程中极易烧损，因此能在浇注前快速确定液体中的 Mg 含量，将其稳定在预定的成分范围内是非常重要的。1984 年、J. Saelens 等人试图建立共晶生长温度与 Mg 含量间的关系，但由于共晶生长温度不但受 Na、Sr、Sb 等变质元素的影响、还同时依赖于 Fe、Cu、Mn、Ti 等元素的含量及冷却速度、所以没有得到较理想的结果。

J. Perrier 等人根据Al－Si－Mg 合金在 550°C 发生三元共晶转变这一现象，提出了用三元共晶转变所释放的结晶潜热来测量液体中的 Mg 含量，当其他成分不变且只用 Sb 变质的 Al-Si 合金取得了较好的效果。但由于适用范围太窄，没有得到推广。1986 年，华中理工大学利用共晶生长时间与初晶生长时间的比值，并通过初晶生长时的冷却速度对其修正，建立了该比值与硅含量间的关系，但上述原理对 P 变质的过共晶合金并不适用。

在采用热分析方法检测液态合金中气体含量方面，哈尔滨工业大学提出用热分析方法测量铝硅合金中的氢，从氢在合金中的溶解度及铝氢二元平衡相图的角度出发，揭示了铝硅合金液体中气体含量对热分析特征值的影响，指出可以把氢的析出当作一种相变过程来处理，通过计算生成固相分数的方法来评估液体的含气量。实验结果表明，这种处理方法

基本上可以满足热分析法评估铝硅合金液体含气量的要求。

自从热分析技术应用于铸造中以来，有的热分析研究者发现，由于铝合金液体中所含的夹杂物一般都有较高的热容，合金凝固的过程中，由于夹杂物的存在，会表现出特殊的热现象。若能准确地获取这些特殊的信息，完全有可能在浇注前对液态合金中所含的夹杂多少进行定量的评价。基辅工业大学在这方面进行了大量的研究和实践，取得了突出的成绩。他们已经能够利用热分析技术在浇注前快速定量测定出合金中的夹杂物含量，给出允许的夹杂物含量范围。

3.4　热分析法与微机技术相结合综合评估金属液质量

随着电子技术的迅速发展，热分析法也逐步实现电子化数字化和微机化，电子式热分析仪和微机化热分析仪等产品的问世，大大推动了热分析法的发展进程。国外将计算机和热分析仪结合起来，发展了一种计算机辅助热分析技术（Computer - Aided Thermal Analysis），简称 CATA，或称为计算机辅助冷却曲线分析（CA - CCA）。利用这种技术，人们可以准确地预测铁液微观结构和观察孕育铸铁的孕育效果。由于确定 C 和 Si 含量的数学表达式中的各个系数受诸多因素影响，而特定的热分析仪所依据的数学模型是一定的，为了保证测试精度，对测试条件提出了许多的规定。生产现场往往很难满足仪器的这些规定条件，影响测试效果和使用范围。微机热分析设计接口电路将热分析仪与微机连接起来，通过微机能够根据现场生产条件和测试条件修正数学模型及其系数，从而大大提高了热分析仪的适应性和测试效果。

1996年 R.V.Sillen 提出了一种基于热分析并结合人工智能的系统，同时利用冷却曲线及微分曲线的共 10 个特征值（部分特征值见图 7.2-30）来测评铁液的形成宏观缩孔、微观缩松、白口甚至产生夹渣的倾向，同时还可预测球墨铸铁的石墨球数及布氏硬度等。在大量实验的基础上，得到与缩孔等测评对象相关的多个冷却曲线特征值的变化规律，利用人工智能及逐级判断的方式评估铁液质量。该方法具有一定的自学习功能和可帮助指导铁液的炉前处理以便得到高质量铁液的功能。该测评方法已产品化（ATAS[*]）并在欧洲得到应用。

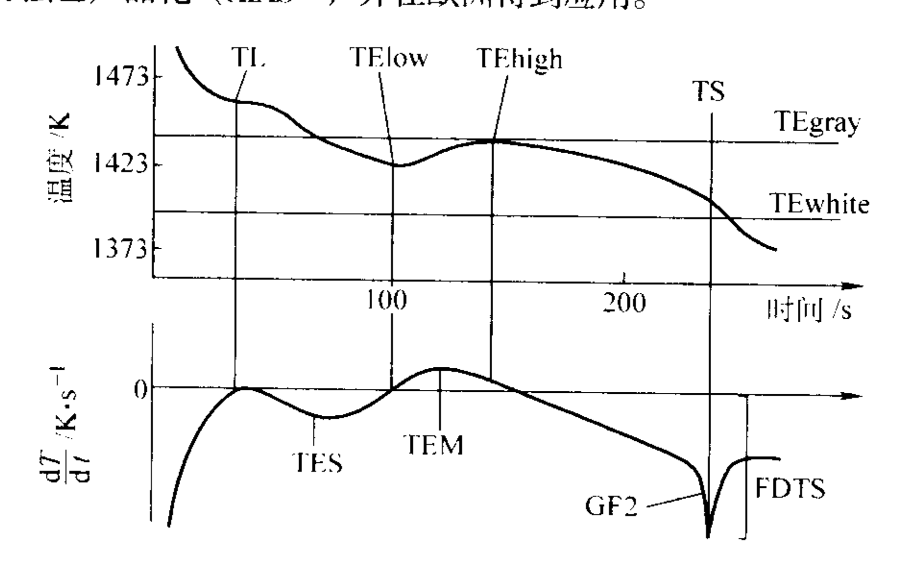


图 7.2-30　铁水冷却曲线及其微分曲线示意图

注：图中 TL：液相线温度。
TElow：共晶最低温度
TEhigh：共晶最高温度
TS：固相线温度
TES：共晶开始温度
TEM：最大共晶平台度
GF2：石墨系数
FDTS：奥氏体凝固与共晶凝固间的负峰值
TEgray：灰口共晶凝固温度
TEwhite：白口共晶凝固温度

人工智能神经网络结合热分析技术在预测合金液体质量和性能是一项具有开创性的工作，是今后热分析技术发展的趋势。人工神经网络是模拟生物神经传递信息的方法而建立的一种人工智能模式识别方法，具有并行、适应能力强等优点。神经元作为神经网络的基本要素，由于计算速度快而得到广泛应用。由于神经网络模型具有良好的自学习功能，随着模式对样本的不断增加与更新，系统具有较强的适应性。为此，可以设计建立动态综合数据库，其中存有大量模式对，并随着系统的在线运行而不断存入新的事实样本，以此作为新增模式对而使神经网络进行自学习，从而不断提高神经网络模型的适应性和预报命中率。可以将模式识别方法用于多因素影响的合金的生产过程。运用自组织人工神经网络对受到多因素控制的生产过程进行模式识别与分类，根据生产状态代表点在空间的分布结构，寻找与控制目标之间的联系，将输入与输出间难以描述的函数关系转化为对模式识别的分类与判别，可以建立对合金液体质量合格与不合格两类状态进行识别的计算机智能专家系统，从而预测样品的组织和性能。

上海冶金研究所利用最小二乘法并结合预报残差平方和 S 检验，从影响铸件性能的几个主要方面（如铁液化学成分和浇注工艺参数）提出几个作为影响铸件性能的主要因素（CE、Mn、Cr、Sn、Si），运用逆映照方法确定在现有的生产工艺基础上这几个变量的变化趋势以及优化范围。以这几个影响铸件性能的主要变量作为人工神经网络的输入特征量，经已知样本集训练，可以对铸件的两个指标进行双目标预报。

3.5　利用冷却曲线整体形状综合评估金属液质量

如前所属，传统热分析方法是通过建立热分析冷却曲线及其微分曲线中的部分特征值与表征凝固组织某一指标间的线性或非线性关系来评估液态金属质量的。大量研究结果表明，热分析冷却曲线（包括微分曲线及部分相关特征点）对冷却速度、微量元素较敏感，但特定条件下相对应的微小冷却速度变化及微量元素含量的变化对凝固组织的影响并不显著；当对液态金属进行熔液处理到一定程度后，其冷却曲线上所利用的特征值已难以分辨，但随熔液处理用中间合金含量的增加，液态金属质量仍在发生变化。铸造用液态金属不但含有常规元素，同时含有大量难以检测的微量元素，并且不同地域、不同生产单位都有自己的特殊性，因此在某地所得线性或非线性关系在测评其他单位的液态金属质量时的精度通常较低。在回归数学模型时，需要根据理论分析、选出足够的热分析特征值作为回归元素，而热分析特征值的寻取准确性和数学模型的回归精度是受到限制的。因此冷却曲线特征值的选取较受人为因素的影响，所得测评关系具有较强的条件依赖性，难以综合测评液态金属质量是目前利用少数特征值测评熔液质量最主要的问题。该问题与目前还没有一种科学表述液态金属质量方法是相对应的。

清华大学在中国 - Ford 基金支持的研究项目中提出了一种全新的液态金属质量表征和测评方法。固定凝固条件下任何影响液态金属熔液质量的因素都会在热分析冷却曲线特别是其凝固段上得到反映，因此一定形状凝固段的冷却曲线对应一定熔液质量的液态金属，即固定凝固条件下的热分析冷却曲线凝固段的整体形状可作为液态金属质量的标识，通过识别冷却曲线凝固段整体形状便能辨别不同熔液质量的液态金属，达到综合测评的目的；在相同的凝固条件下，冷却曲线仅仅是熔液浇注前的状态的函数，并决定了最终的凝固组织和力学性能，但不认为可以从凝固组织和力学性能反推出熔液浇注前的质量，因为合金的凝固组织和力学性能是所有影响因素的综合结果，因而得不到熔液质量与某些组织特征参数的定量关系。基于上述思想，液态金属质量的数字化热

分析测评技术提出以样杯凝固条件下液态金属冷却曲线凝固段的整体形状表征其熔液质量；以数据库的形式代替传统的线性回归或非线性逼近的方法建立冷却曲线与表征凝固组织指标间的关系；通过冷却曲线模式识别结合数据库的方法实现液态金属质量的综合测评；以数据库中与被测液态金属冷却曲线最相近冷却曲线所对应的质量指标表征被测液态金属质量。

利用识别冷却曲线凝固段整体形状测评合金熔液质量的一般步骤为：首先采集不同熔液质量的液态金属在固定形状及尺寸的样杯中的冷却曲线，整理得到其凝固段，连同与冷却曲线一一对应的样杯中凝固组织的定量金相分析结果共同存储在具有一定结构的数据库中作为标样，在存储足够数量的标样曲线后便形成测评依据。当测评系统得到一被测合金熔液的冷却曲线后，系统便自动地分析、整理冷却曲线，然后按一定的评判依据在数据库中找到与该冷却曲线最相近曲线，通过数据库中所得标样曲线所对应的熔液质量指标表征被测合金熔液质量。

在冷却曲线整体形状的识别过程中提出了应用综合参数 Ω（单位为 K）来表征冷却曲线间的相似性，见下式。

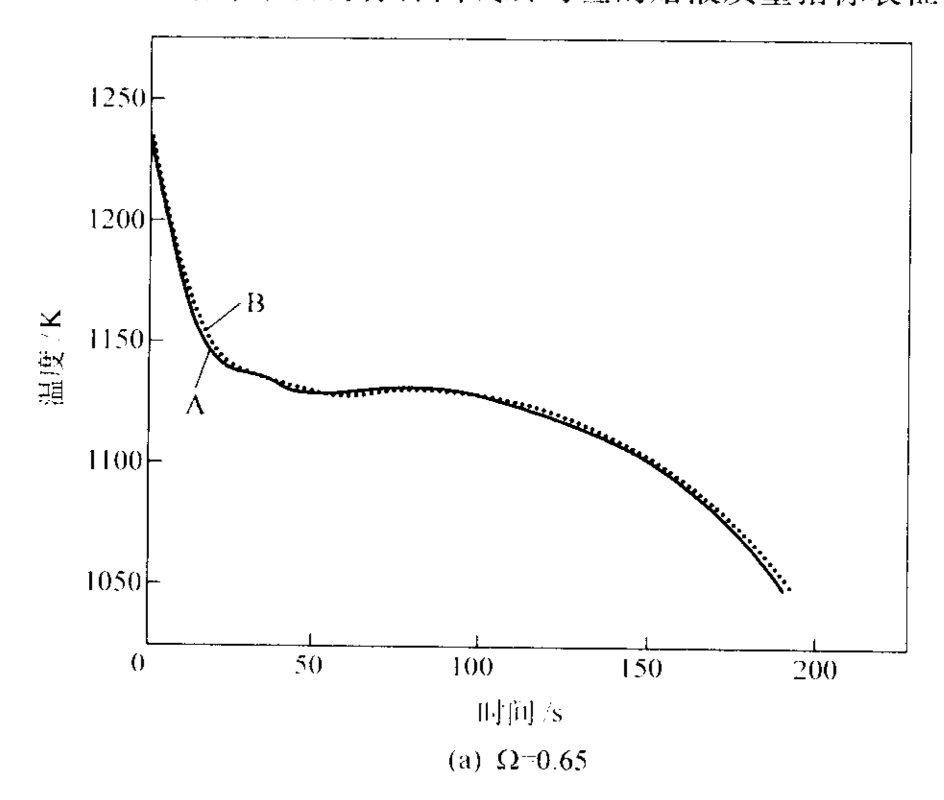
$$\Omega = |\sum \Delta T_i| / n + S \tag{7.2-41}$$

$$S = \left[\sum (\Delta T_i - \Delta T)^2 / (n-1)\right]^{1/2} \tag{7.2-42}$$

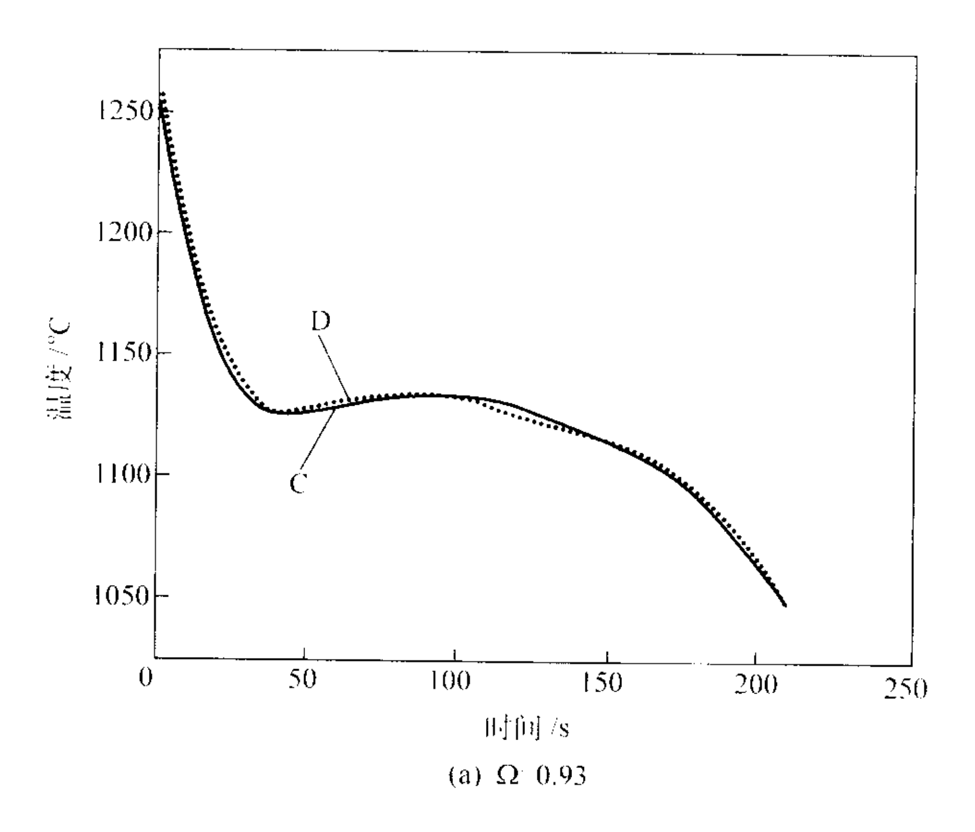
式中，$\Delta T = T_i - T_i'$；$\Delta T = (\sum \Delta T_i)/n$；$n$ 为曲线温度值的个数。

该综合偏差值综合考虑了冷却曲线间平移和波动，Ω 越小表示冷却曲线越相似。

对球墨铸铁的研究结果表明，两条冷却曲线的综合偏差值小到一定程度后，其分别对应的液态金属在一定凝固条件下具有相同的凝固组织（见图 7.2-31），曲线所对应的合金的化学成分和凝固组织分析结果分别见表 7.2-9 和表 7.2-10 所示。



(a) Ω=0.65



(a) Ω 0.93

图 7.2-31　数据库中的曲线 A、C 分别与最相近曲线

表 7.2-9　图 7.2-31 中各曲线对应的化学成分

试样编号	化学成分（质量分数）/%						
	C	Si	Mn	P	S	RE	Mg
A	3.36	2.45	0.22	0.039	0.012	0.022	0.061
B	3.59	2.51	0.24	0.041	0.015	0.025	0.069
C	3.62	2.45	0.25	0.038	0.013	0.028	0.081
D	3.56	2.57	0.25	0.037	0.014	0.023	0.086

表 7.2-10　图 7.2-31 中各曲线对应的试样凝固组织的定量金相分析结果

试样编号	组织参数		
	球化率/%	平均当量直径/μm	石墨个数/个·mm⁻²
A	76.5	27.9	83
B	75.2	26.7	92
C	84.8	27.1	116
D	84.2	27.5	115

对灰铸铁的研究结果表明，当 Ω 值趋近于 0 时，A 型石墨所占百分比的差也向 0 收敛。同时发现，当 $\Omega < 3$ K 时，A 型石墨所占百分比的差在 10%以内（图 7.2-32）。

图 7.2-33 所示为灰铸铁曲线的 Ω 与抗拉强度差之间的关系。虽然两者之间并没有一一对应的关系，但是从包络线的轨迹可以看出，当 Ω 趋近于 0 时，抗拉强度的差也向 0 收敛，当 $\Omega < 3$ K 时，抗拉强度差在 15 MPa 以内。因此，在评判灰铸铁时，只要从数据库中识别出与待测曲线最相似的曲线，并且求得的 Ω 在 3 K 的范围内，则数据库曲线的抗拉强度可以作为待测曲线抗拉强度的参照，且预测误差小于 15 MPa。

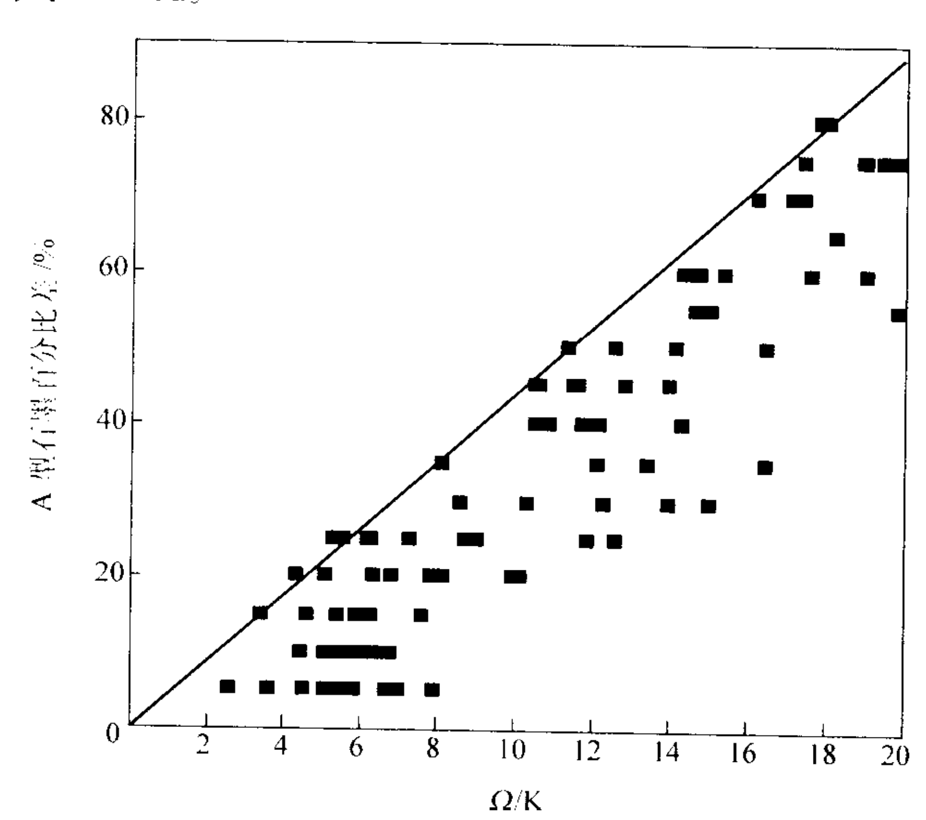


图 7.2-32　综合偏差值 Ω 与 A 型石墨百分比差的关系

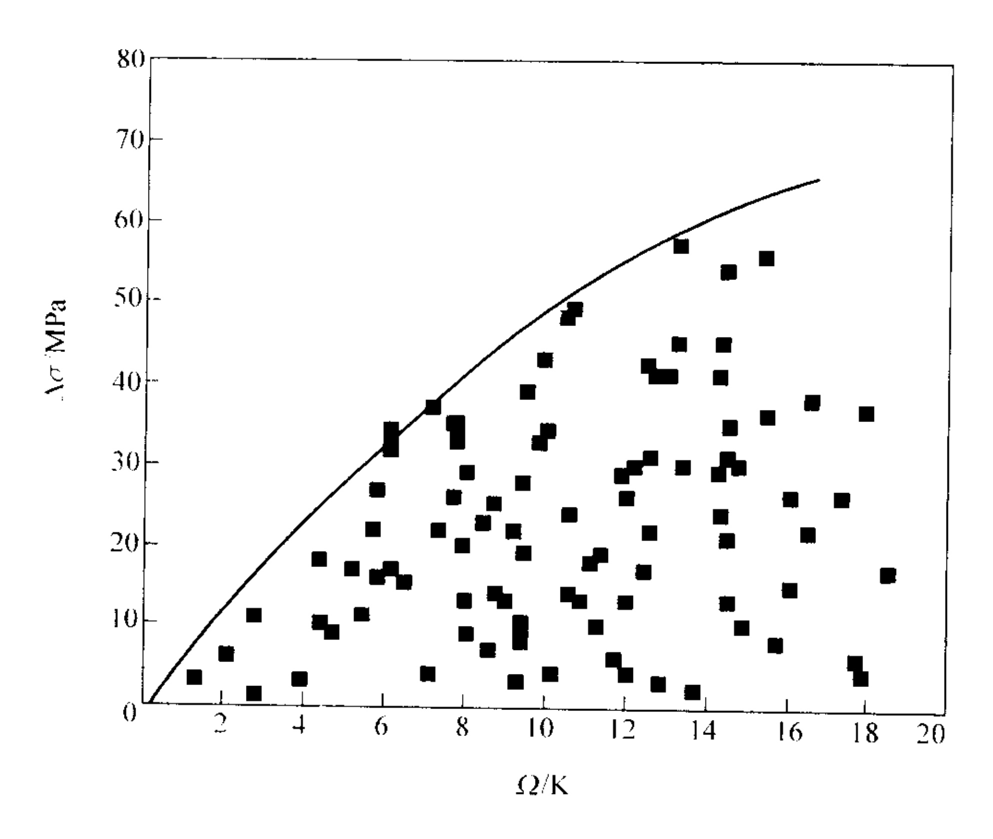


图 7.2-33 灰铁综合偏差值与抗拉强度差的关系

在相近的处理工艺条件下，另一个反映灰铸铁孕育效果的指标是组织的共晶团数。对不同灰铸铁试样的相同位置进行腐蚀并观察，统计结果表明，当 Ω 趋近于 0 时，共晶团数差也向 0 收敛，当 $\Omega < 3$ K 时，共晶团数差在一个级别范围以内。

利用冷却曲线整体形状综合评估液态金属熔液质量的方法将模式识别技术与数据库技术结合代替原来的微分、多样杯同时测量等方法来表征冷却曲线，利用数据库代替回归数学模型和人工神经网络分析。此方法利用热分析曲线进行铸造合金组织和性能的预测，不仅考虑了铸造条件的因素，而且由于该系统具有自学习功能而适用于各类铸造合金。

编写：陈祥（清华大学）

第3章　定量金相分析

金相学是研究金属和合金的各种晶体结构和微观组织，并确定组织与宏观性能之间关系的一门基础科学。在材料科学研究和生产质量控制过程中，需要对材料的各种性能进行系统分析和研究，其中材料的微观组织的分析是材料性能分析的基础，这就需要用到金相学的研究方法和手段。现代金相技术，包括光学和电子显微分析技术两个方面。金相分析技术所获得的结果是联系材料加工工艺科学及材料性能之间的重要桥梁。通过光学金相显微镜、扫描电子显微镜、透射电子显微镜或者其他材料显微组织分析仪器，可以获得材料微观尺度上的内部结构和相组织组成，分析其组织特征，并建立起组织和性能间的定性关系。

随着科学技术的进步和发展，人们发现材料显微组织特征与材料的各种力学性能、物理性能之间存在着有规律的函数关系，这些显微组织特征包括晶粒尺寸、位错密度、界面积与体积的比率、相的相对含量、相的几何形状和分布以及第二相粒子的间距等。这就需要对材料的微观组织特征进行精确的形状描述以及准确的数字计量，从而进一步确定各种微观组织参数与材料性能间更为本质的、定量的关系。

定量金相正是为适应上述需要而发展起来的一种分析测试方法，通过测定显微组织的各种特征参数，建立起材料的微观组织和宏观性能、状态间的定量关系。

体视学和显微镜下的定量分析技术最早出现于19世纪40年代，当时一些地质学家在进行地质勘探时需要发展一种简便的方法来判别岩石中矿物的含量。1848年 Deless A. 从数学上证明：均质岩石中矿物的体积百分比 V_V 等于任意截面上该矿物的面积百分比 A_A。这个结果通过将岩石切薄片，分离矿物称重得到了验证。这项工作不仅方便了岩石中矿物含量的确定，更为重要的是得出了从二维测量值推算三维物体含量的重要关系式，跨出了定量金相学的第一步。在此基础上，1898年 Rosiwal A. 导出均匀岩石中矿物体积比 V_V 与组织中任意截线落入矿物中的长度比 L_L 相等。1930年，Thompson E. 在定量金相学中引入了计点法。计点法比面积分析法和线分析法更为简单，更适用于人工在显微镜或其他简单工具下计算组织中相的比例。1958年 Hilliand J. E. 和 Cahn J. W. 从理论上证明了上述三种分析方法中计点法的统计误差最小。此后人们在这三种基本分析方法的基础上推导出许多从二维组织参数推算三维组织参数的关系式，并发展了定量金相学。

目前，定量金相学是材料科学中的一个很活跃的领域，它在材料的研究和生产控制中正发挥着越来越大的作用，定量金相学是一个综合型的应用科学，它主要包括三个方面的内容。

1）定量金相学的基础理论研究，主要涉及体视学原理、几何学、拓扑学、概率论和数理统计等数学方法的应用。

2）定量金相学的测试方法和设备仪器的研究，主要包括图像处理和测试技术计算程序和误差分析等。

3）定量金相学的应用研究，主要包括材料科学中理论研究的各个方面和材料生产过程的自动检测与控制等。

1　定量金相分析的体视学基础

定量金相学（Quantitative Metallography）是利用体视学原理，由二维金相试样磨面或薄膜上显微组织的测量和计算来确定合金组织的空间形貌，从而建立合金化学成分、组织和性能间的定量关系的，也称体视金相学（Stereometric Metallography）或称定量体视学。

体视学（sterology）是由二维截面或投影面上的图像特征参数复原（或推证）三维空间图像形貌的科学。在分析研究金属材料的显微组织时，通常研究工作者只能从材料的磨面或者从它的薄膜透射投影上得到的二维平面组织图像、任意截面上的图像，或者是平面上的投影图像来研究、解释和复原三维空间组织形貌，这就需要运用体视学的知识。定量金相分析运用的体视学方法是统计复原法。它是通过一系列任意的观察平面上的二维图像特征参数去复原组织的空间形貌，图像平面形貌与立体形貌之间的统计学关系是通过几何概率和微分几何等数学方法确定的。

1.1　体视学基本符号

国际体视学学会规定了五个体视学基本符号，即测量特征物的点数（P）、线长（L）、平面面积（A）、曲面面积（S）、体积（V），这些基本符号既可以表示被测的点数、线长、面积和体积，又可以表示测试用的点数、线长、面积和体积。这些符号用上标和角标的变化来代表各种不同的测量量。表7.3-1列举了国际体视学学会推荐的一些标准符号。

表7.3-1　国际体视学学会推荐的标准符号

符　号	量　纲	符号的定义	意　　义	简　称
P	无	—	点要素或测试点的数目	
P_T	m^0	—	测试点的总点数	
L_T	m	—	测试线的总长度	
A_T	m^2	—	总测试面积	
V_T	m^3	—	总测试体积	
P_P	m^0	$P_P = P/P_T$	点分数，即单位总测试点中的测试点的数目	点计数
P_L	m^{-1}	$P_L = P/L_T$	单位长度测试线上的交点数	
P_A	m^{-2}	$P_A = P/A_T$	单位测试面积内的点数	
P_V	m^{-3}	$P_V = P/V_T$	单位测试体积内的点数	

续表 7.3-1

符号	量纲	符号的定义	意义	简称
L	m	—	线要素或测试线段的长度	
L_L	m^0	$L_L = L/L_T$	线分数或单位测试线上被测特征物的长度	
L_A	m^{-1}	$L_A = L/A_T$	单位测试面积内被测特征物的长度	线分率
L_V	m^{-2}	$L_V = L/V_T$	单位测试体积内被测特征物的长度	
A	m^2	—	被截取特征物的平面面积或测试面积	
S	m^2	—	表面面积或界面面积，通常专指曲面	
A_A	m^0	$A_A = A/A_T$	面积分数或单位测试面积内被测特征物所占面积	面积分率
V	m^3	—	测试体积	
V_V	m^0	$V_V = V/V_T$	体积分数或单位测试体积内被测特征物所占体积	体积分率
N	无	—	测试特征物的个数	
N_L	m^{-1}	$N_L = N/L_T$	单位测试线上被测特征物的个数	线密度
N_A	m^{-2}	$N_A = N/A_T$	单位测试面积内被测特征物的个数	面密度
N_V	m^{-3}	$N_V = N/V_T$	单位测试体积内被测特征物的个数	体积密度
S_V	m^2	$S_V = S/V_T$	单位测试体积内被测特征物的表面或界面面积	表面积密度
$\overline{L}$	m	—	平均线段长度	
$\overline{A}$	m^2	—	平均截面面积或平面面积	
$\overline{S}$	m^2	—	平均曲面面积	
$\overline{V}$	m^3	—	平均体积	

1.2　体视学基本公式

在二维截面上的各种组织参数的量，有些可以直接测量出来，但多数难以直接测量，例如界面长度、第二相粒子的周长和体积等参数就不能直接测量出来。但都可以通过测量可测量量来进行推算，并建立这两类参量之间的关系。表7.3-2为体视学中最常用的组织特征参数间的关系。图中画圆圈的特征参数是一维或二维的量，可以在金相组织图像上直接进行测量和计算，画方框的特征参数是三维的复杂参数，只能通过一定的关系式从其他特征参数计算出来。表7.3-3为体视学中常用的几个基本方程。

表 7.3-2　一些基本特征参数间的关系示意图

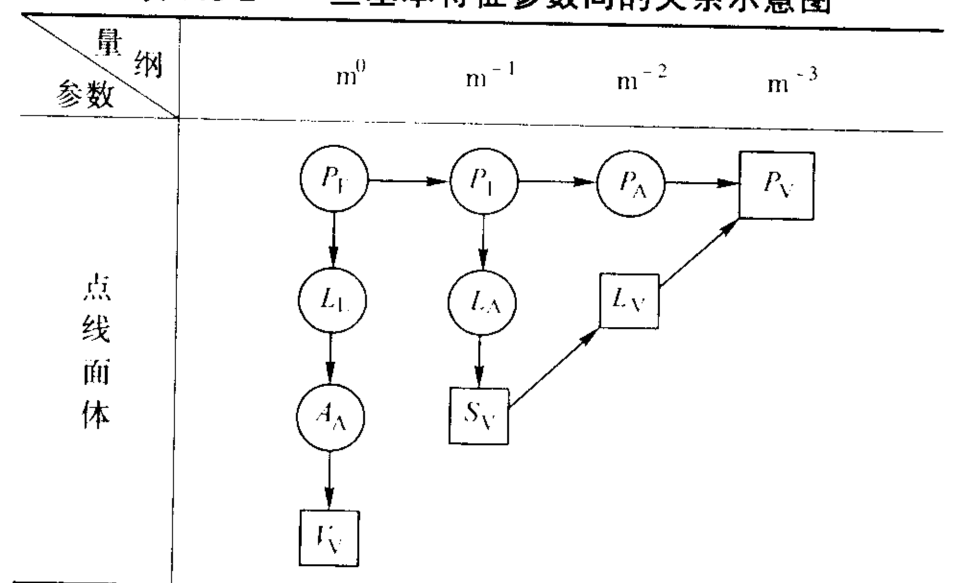


表 7.3-3　体视学中常用的基本方程

$V_V = A_A = L_L = P_P$	(7.3-1)
$S_V = 4L_A/\pi = 2P_L$	(7.3-2)
$L_V = 2P_A$	(7.3-3)
$P_V = L_V S_V/2 = 2L_V L_A/\pi = 2P_A P_L$	(7.3-4)

方程（7.3-1）表明某相组织的体积百分数 V_V 等于在截面上该相的面积率 A_A，也等于在截面上该相的任意测试线上所占的平均比率 L_L，还等于截面上随机测试点落在该相上的平均概率 P_P。可以通过测量试样任一表面上被测相点分数、线分数以及面积分数计算出该相的体积分数，由被测相的体积分数乘以其密度即可得到被测相的质量百分比。

方程（7.3-2）中 S_V 是合金组织中单位测量体积内的界面面积，它是研究晶界或相界的重要特征参数，因为合金组织中的晶界或相界几乎对合金所有性能和转变过程都发生重大影响。但是，由于金属的不透明性和组织中界面的复杂性，直接测量的 S_V 数值是不可能的。公式表明了显微组织中单位测试体积中被测相的表面积 S_V 与单位面积中被测相所占的线长，以及单位测试线上被测相中所占的点数的关系。通过测量单位测试面积中的被测相的长度 L_A 及单位测试线上被测相的点数，可以计算出单位测试体积中被测相的表面积。

方程（7.3-3）说明在单位测试体积中某种组织的线长度 L_V 等于在任意截面的单位测试面中该组织与截面交点数 P_A 的两倍。由此，通过简单的计量点数、测量线长以及计算面积和来获得复杂量是定量金相最常用、最基本的方法。

下面仅给出方程（7.3-1）的证明方法。图7.3-1为某一两相合金组织的立体形貌。设立方体边长为 l，第二相为β相。假如我们用平行于底面的平面去截割立方体，显然，截平面上被截出的β相的面积为 A_x，它是随平面的高度 x（$x = 0 \sim l$）的变化而变化的，β相的微体积为 $dV_x = A_x dx$。

所以
$$V = \int_V dV = \int_0^l A_x dx$$

$$V_V = \frac{V}{V_T} = \frac{\int_0^l A_x dx}{l^3}$$

式中，V_V 为 β 相的体积百分数；V_T 为测量总体积，即 $V_T = l^3$。

由面积分数的定义可得 $(A_A)_x = A_x / l^2$，按定积分求平均值的方法，有

$$A_A = \frac{\int_0^l \frac{A_x}{l^2} dx}{l} = \frac{\int_0^l A_x dx}{l^3} \tag{7.3-5}$$

所以　　$V_V = A_A$

如图 7.3-1c、d 所示，用许多测量直线或者网格阵点在截平面上测量 β 相所占有的平均线分数 L_L 和平均点分数 P_P，用类似上面的方法可以推导出

$$L_L = \frac{\int_0^l (L_L)_x dx}{l} = \frac{\int_0^l L_x dx}{l^2} = A_A = V_V$$

$$P_P = \frac{\int_0^l (P_P)_x dx}{l} = \frac{1}{l}\int_0^l \frac{P_X}{P_T} dx \tag{7.3-6}$$

式中，P_T 为网格阵点总数。

设 d 为网格阵点间的距离，可得 $P_T = (l/d)^2$，代入上式可得

$$P_P = \frac{1}{l}\int_0^l \frac{P_X d^2}{l^2} dx = \frac{1}{l^3}\int_0^l A_x dx = V_V \tag{7.3-7}$$

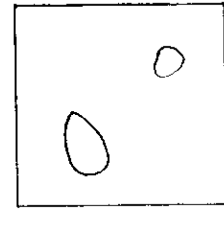
所以　　$V_V = A_A = L_L = P_P$

常用的工程金属材料大多是两相或多相合金，第二相的体积百分数（V_V）是最重要的组织特征参数之一，它与合金的成分、加工工艺过程和各种性能都有重要的关系。但要直接测量合金中某一相的 V_V 值是困难的，甚至是不可能的。利用体视学的方法可方便地测得第二相的 A_A、L_L、P_P 值，进而获得第二相的体积百分数的数值。

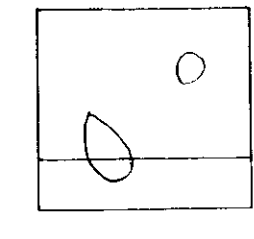
从上述的推导过程中可以清楚地看到，A_A、L_L、P_P 都是在测试体积或面积内随机连续测量的平均值，因此从金相磨面上二维组织特征参数的测量和计算去推断金属组织的空间特征参数时，必须应用概率论和数理统计的原理方法。也就是说，只要测量位置是随机的，测量次数也足够多，则从概率统计原理的观点来看，上面推证的基本公式本身是无误差的。但实际上定量金相的测量次数总是有限的，测量的随机性和统计性不充分，在定量金相的测量和计算时，产生误差是不可避免的。



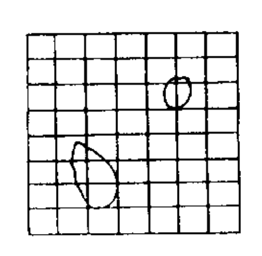
(a) 立体图



(b) 面积分析法



(c) 线分析法



(d) 计点法

图 7.3-1　推导 $V_V = A_A = L_L = P_P$ 的模型图

运用方程（7.3-5）$S_V = 4L_A/\pi = 2P_L$ 可以测得单位体积内特征相的界面面积或单位面积内特征相的线长度。例如，单相或多相合金中晶粒的表面积，第二相脱溶物的表面积，金相磨面上的晶界线、相界线长度，片状石墨的平均长度等。

晶体中位错线网络是实际金属晶体中的重要特征，它对固态金属中的相变和性能都有很大的影响。单位体积内位错线的长度 L_V（位错密度）是分析金属晶体中位错特性的重要参数。在用金相分析方法观察金属晶体中的位错时，金相磨面与晶体中位错线相交截，交截点常称为位错露头，经腐蚀显示后得到位错蚀坑。金相磨面上单位面积内的蚀坑数 P_A 是可以测量的，由此利用方程（7.3-3）计算出位错密度。

2　显微组织特征参数的测量原理

金属与合金显微组织特征参数的测量和计算是材料科学研究和应用实现定量化的关键过程，主要包括对金相试样的平面图像或投影图像的二维组织特征参数进行测量和计算以及应用体视学公式将二维组织特征参数转换为需要的三维组织特征参数。

测量显微组织中的相，有的是连续分布的单相，也有的是不连续分布（如第二相粒子不连续地分布在基体上）的双相或多相组织。定量金相技术的发展使组织的可测量参数越来越多，但描述组织中各相的组织特征的基本参数可分为四大类：颗粒尺寸的测量、晶粒尺寸的测量、形状因子以及颗粒间的平均自由程。

2.1　基本测量方法

目前在工业生产和科学研究的实际中广泛采用的定量金相基本测量方法有标准图片法以及测量法。

标准图片法也称为比较法，是 20 世纪 20 年代中期开始发展起来的。通常用来评定晶粒度、夹杂物、石墨大小和级别。比较法所用的标准图片是由国家统一颁布的，优点是快捷、简单、易行，对于判断钢材一般的质量和性能趋势是有效的，因而在工业生产中一直沿用至今。但是严格地讲，标准图片法由于无法建立宏观性能和显微组织间的定量关系而不能作为定量金相的基本测量法。

测量法是通过测定显微组织的某些特征参数，从而计算得出所需要的各种数据。测量可以通过显微镜在试样的视场中直接进行，也可以在显微照片、投影屏或在工业电视以及计算机显示器上进行。显微组织的参数很多，多数无法直接测得，但通过体视学的方法可以从最基本的、最易获得的点、线、面相关的特征参数来推导其他显微参数。最常用的基本测量方法有计点法、截线法以及面积分析法三种。

2.1.1　计点法

计点法是定量金相方法中最常用的一种方法。其方法最为简单，应用范围较广，测量精度也比较高。

可用计点法测量的主要参数有点分数 P_P、单位测量线上的点数 P_L 和单位测量面积内的点数 P_A 等。应用体视学公式，可以由这些参数计算出很多重要的三维组织特征参数，如：合金中第二相的体积百分数 $V_V = P_P$；合金中第二相粒子的平均直径 $\overline{D} = 3P_P/P_L$；单位体积内的界面积 $S_V = 2P_L$；单位体积内线性组织的长度 $L_V = 2P_A$ 等。

计点法采用单独的测试点或用一维或二维的网格。测试网格可以放置在目镜内，也可以用透明胶片放在投影屏或金相照片上。要保证显微镜足够高的放大倍数以便清晰地辨别测试点相对于各特征物要素的位置。但放大倍数不能过大，放大倍数增加时，视场面积将减少，要获得具有一定统计精

度的分析结果就必须分析更多的视场。因此，必须综合权衡来确定恰当的显微镜放大倍数。

把网格放到最佳放大倍数下的一个随机选择的视场中，数出网格点落在被测相内（如α相）的点数（处于质点或相界面上的点计作1/2），若测试网格格点的总数为 P_T，则 $P_P = P_\alpha / P_T$。

测试网格的选择，应使平均落在任何第二相面积内的格点不大于1，同时网格线间距应接近第二相间距。目镜测试网格通常采用较低的点密度，一般为3×3、4×4或5×5有规则分布的网格；放置在投影屏上的网格通常为4×4、5×5、7×7、8×8或10×10的有规则图形。一般来说，体积分数较小时，应选择点密度较高的网格。如果组织不均匀，则用低密度网格测定更多的视场比用高密度网格进行较少的测定的精确度要高一些。

图7.3-2所示为计点法常用的测量点阵。

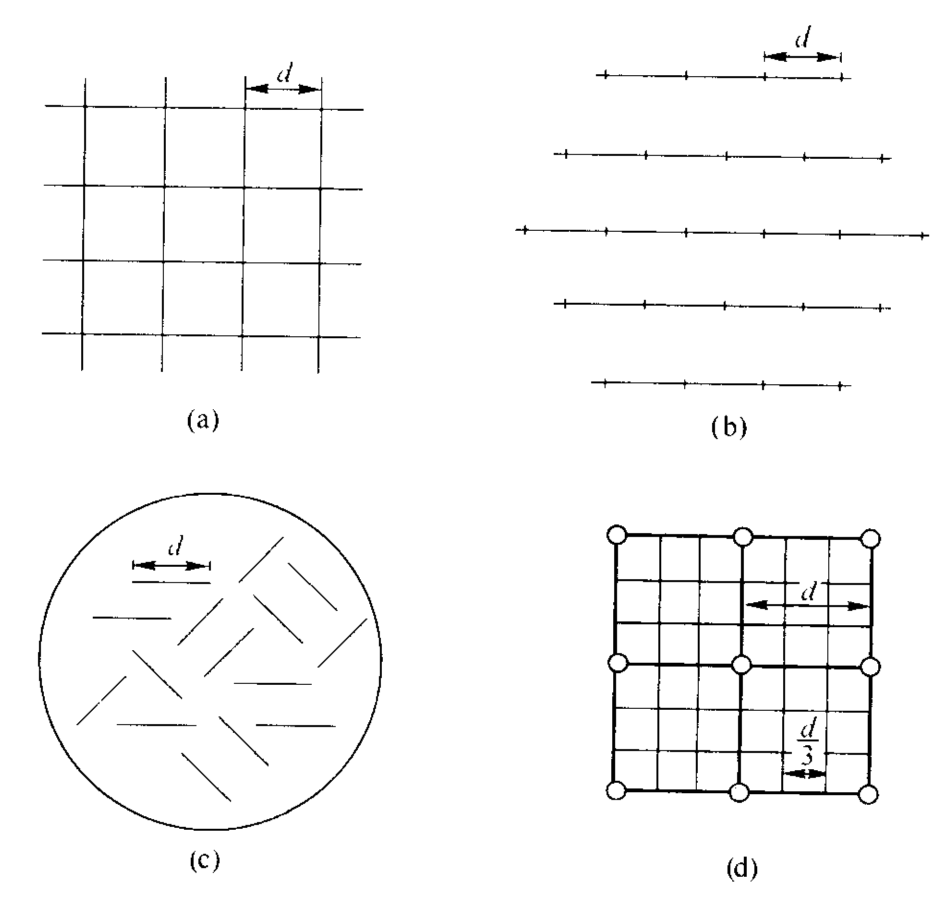


图7.3-2 计点法常用的测量点阵

2.1.2 截线法

截线法也称为线分析法，主要用于合金组织线性尺寸的度量。可以测量的二维组织特征参数有：第二相的线分数 L_L，单位测量线上被测相的个数 N_L，粒状第二相的平均截距长度 L_2、平均间距 t 以及平均自由程 $\bar{\lambda}$ 等。应用体视学公式，可以计算出某些三维组织特征参数。如：合金中第二相的体积分数 $V_V = L_L$；粒状第二相的平均直径 $\bar{D} = 2\bar{L}_2/3$；层状组织的片间距离 $t_0 = 1/2N_L$ 以及单位体积内的界面积 $S_V = 2N_L$ 等。

截线法的测试线可以是平行线组，也可以是圆周线等。图7.3-3是截线法常用的测量图形。其中图7.3-3b由半径呈算术级数的三个同心圆（半径分别为1.65 cm、2.65 cm、3.65 cm）组成的测试线，其圆周总长近似等于50 cm。测量时将测试线组（或测试圆）重叠在适当放大倍数的显微组织上，测量测试线与被测组织形成的交点数 P_I，通过方程 $P_L = P_I / L_T$ 计算即可得到单位长度测试线上的交点数 P_L。

同样可以获得单位长度测试线上特征物的数量 N_L。需要注意的是对单相组织，$P_L = N_L$，而当被测物体为第二相粒子时，$P_L = 2N_L$。

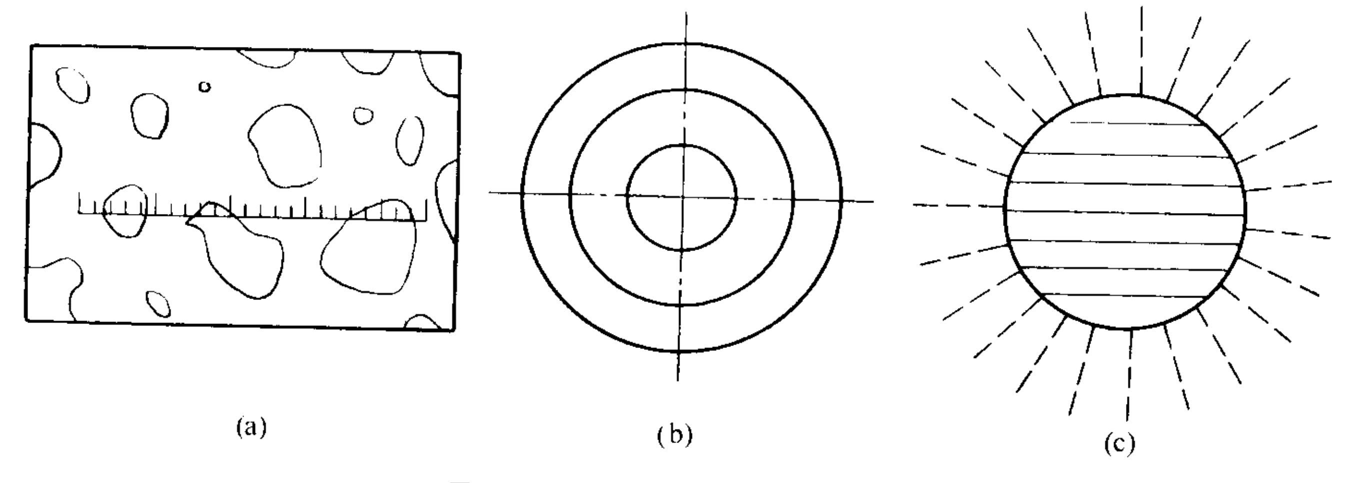


图7.3-3 截线法常用的测量图形

2.1.3 面积分析法

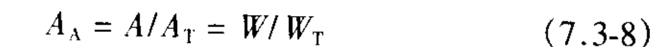
面积分析法可以测量显微组织中特征物的面积参数，如晶粒的平均面积 $\bar{A}$、单位面积内晶粒或某相的个数，多相组织中某相的面积百分数 A_A 等。通过体视学方程，也可以计算出很多重要的合金组织的三维特征参数。如：合金中第二相的体积分数 $V_V = A_A$，单位体积内粒状第二相的个数 $N_V = N_A / D$，组织的形状因子 $SF = 4\pi A / L_P^2$ 等。

面积分析法使用的测量网格是各种固定尺寸的方形框或圆形框（见图7.3-4），如测量单位面积内待测组织的个数或平面截面积等。在测量粒状第二相尺寸分布时，可以用图7.3-4上的标准圆系列近似地进行比较测量。

测量合金组织中第二相的面积分数时，还可以用称重法。这种方法适用于在金相照片上测量，先用天平称量金相照片的总重量 W_T（不包括照片框边的重量），再把待测的第二相组织全部剪下来称量，重量设为 W。假设金相照相纸的密度是均匀的，则

$$A_A = A / A_T = W / W_T \quad (7.3\text{-}8)$$

但这种方法对于很细小的组织是不适合的，而且要比其他方法耗费更多的时间，目前已很少采用。



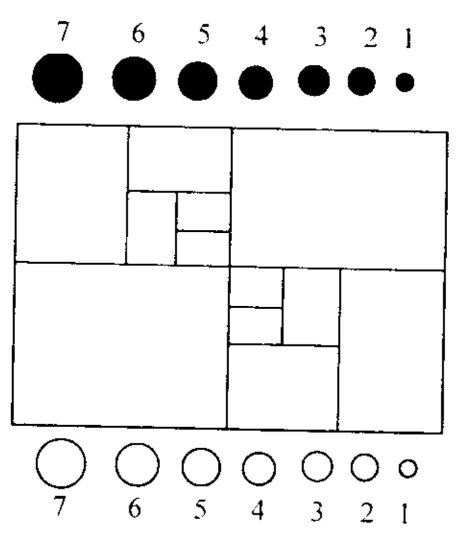


图7.3-4 面积分析法用的网格

采用计点法、截线法和面积分析法均可以得到显微组织中特征相的体积分数，但采用数学方法和实际试验的方法对这三种方法的研究均表明，采用有规则的二维网格用计点法计算是评定显微组织中相的体积分数的最佳方法，见表 7.3-4。

表 7.3-4　以不同方法测定体积分数的误差系数及平均耗费时间比较

方法		误差系数/%	平均时间/s
面积法	求积仪测量	3.84	323
	拟合圆测量	3.32	148
	剪出并称重	2.64	461
截线法		7.54	105
计点法	规则计点法	4.74	73
	不规则计点法	6.20	79

2.1.4　联合测量法

在定量金相的实际测量中，往往并不限于对计点法、截线法和面积分析法这三种测量方法的单独应用，而是将这三种测量方法联合起来使用，设计多种用途的测量网格。联合测量法不仅大大简化测量网格，而且由于在实际的定量金相分析和测量中，往往要求同时测量多个金相组织特征参数，则应用联合测量网格还可以缩短测量时间，简化测量过程。

2.1.5　测量误差分析

（1）计点法

假设材料显微组织中第二相 α 相为形状相同的凸形粒子，它们在材料金相磨面上截得不同大小的截圆。若将这些截圆按大小分为 k 组，每组的面积为 α_1、α_2、…、α_k，个数分别为 n_1、n_2、…、n_k。

假设计点法的测量阵点是规则排列的网格，网格阵点落入 α_i 截圆内的点数为 P_i（$i=1, 2, \cdots, k$），P_i 也可看作是随机变量，因其值很小，故可按泊松分布计算得到

$$\sigma^2(P_i) = \overline{P_i} \tag{7.3-9}$$

式中，$\overline{P_i}$ 为 P_i（$i=1, 2, \cdots, k$）的平均值

设测量点阵的总点数为 P_T，落在 α 相内的点数为 P_α，则

$$P_\alpha = \sum_{i=1}^{k} P_i \tag{7.3-10}$$

$$P_P = \frac{P_\alpha}{P_T} \tag{7.3-11}$$

$$\sigma^2(P_\alpha) = \sum_{i=1}^{k} \sigma^2(P_i) = \sum_{i=1}^{k} \overline{P_i} = P_\alpha \tag{7.3-12}$$

因此，采用规则测量网格点阵的计点法的相对误差为

$$\left[\frac{\sigma^2(P_P)}{P_P}\right]^2 = \frac{[\sigma(P_\alpha/P_T)]^2}{(P_\alpha/P_T)^2} = \frac{\sigma^2(P_\alpha)}{(P_\alpha)^2} = \frac{1}{P_\alpha} \tag{7.3-13}$$

对于不规则的测量网格点阵，其相对误差的计算公式必须加以修正

$$\left[\frac{\sigma^2(P_p)}{P_p}\right]^2 = \frac{1}{P_\alpha}[1 - A_A] + \frac{1}{N_\alpha}\left[\frac{\sigma(\alpha)}{(\overline{\alpha})}\right]^2 + 1] \tag{7.3-14}$$

（2）面积分析法

面积分析法的相对误差计算与计点法相似。设测量视场的总面积为 A_T，则

$$A_T = \frac{A_\alpha}{A_T} = \sum_{i=1}^{k} \frac{\alpha_i}{A_T} n_i \tag{7.3-15}$$

如果把分组数 k 和 α_i（$i=1, 2, \cdots, k$）作为不变量，则在不同测量视场内的 n_i（$i=1, 2, \cdots, k$）可以看作随机变量，按照概率论的计算公式可得

$$\sigma^2(A_A) = \sum_{i=1}^{k} \left(\frac{\alpha_i}{A_T}\right)^2 \sigma^2(n_i) \tag{7.3-16}$$

若在金相磨面上第二相粒子总数为 N_α，则

$$N_\alpha = \sum_{i=1}^{k} n_i \tag{7.3-17}$$

当 $N_\alpha >> N_i$ 时，可以认为随机变量 N_i 服从泊松分布，即

$$\sigma^2(n_i) = \overline{n_i} \tag{7.3-18}$$

式中　$\overline{n_i}$——每组粒子的平均个数，即

$$\overline{n_i} = \frac{1}{k}\sum_{i=1}^{k} n_i \tag{7.3-19}$$

将式（7.3-15）带入（7.3-13）式，可得

$$\sigma^2(A_A) = \sum \left(\frac{\alpha_i}{A_T}\right)^2 \overline{n_i} = \frac{\overline{n_i}}{A_T^2}\sum_{i=1}^{k} \alpha_i^2 \tag{7.3-20}$$

又有

$$\sigma^2(\alpha) = \overline{\alpha_i^2} - \overline{\alpha}^2 = \frac{1}{k}\sum_{i=1}^{k} \alpha_i^2 - \overline{\alpha}^2 \tag{7.3-21}$$

$$A_T = \frac{N_\alpha \overline{\alpha}}{A_T} \tag{7.3-22}$$

将式（7.3-18）代入（7.3-17），可得

$$\left[\frac{\sigma(A_A)}{A_A}\right]^2 = \frac{1}{N_\alpha}\left\{\left[\frac{\sigma(\alpha)}{\overline{\alpha}}\right]^2 + 1\right\} \tag{7.3-23}$$

（3）截线法

假设用截线法测量粒状第二相的体积分数 V_V 时，$V_V = L_L$，测量值 L_L 的相对误差计算公式的推导和结论与面积分析法完全相似，则

$$\left[\frac{\sigma(L_L)}{L_L}\right]^2 = \frac{1}{N_\alpha}\left\{\left[\frac{\sigma(L)}{\overline{L}}\right]^2 + 1\right\} \tag{7.3-24}$$

式中，N_α 为测量线上的 α 相粒子总数；L_i 为第 i 组截线的长度，$i=1, 2, \cdots, k$；$\overline{L}$ 为 L_i 的平均值。

2.2　定量金相试样的选取与制备

2.2.1　金相试样的选取

金属材料对于可见光是不透明的，合金组织在微观上总是不均匀的，定量金相参数的测量计算是在任意截面的金相磨面上进行的，为了得到有效的体视学数据，所有的定量金相过程必须具有随机性和统计性。为了使定量金相测量的合金组织特征参数能真实地反映被测零件的组织，必须使选取的试样具有真正的代表性。金相试样的选取和制备是定量金相测试过程的第一道工序和基本要求，也是很重要的关键工序，对合金显微组织的识别和测量分析数据都将产生很大的影响。同时由于合金组织的均匀性受很多因素的影响，如合金的成分、材料的加工过程、零件的形状和尺寸等，在选取金相试样时必须予以综合考虑。

在定量金相测量时，必须注意选取的试样具有足够的代表性。除了非常均匀的合金组织选取一个试样外，对于一般情况，最好选取 3～5 个试样，试样的位置最好是在具有代表性的部位，如端部、中心或 1/2 处等。若合金组织的不均匀性较大，则应增加测量试样的数量或对不均匀部位作特殊的测量和计算。

假若合金组织具有方向性，则必须考虑金相试件的选取方位。一般选取垂直和平行于有向组织方向的平面作为金相试样磨面。用定量金相测量的组织特征参数也可以定量地描述合金组织的方向性。

取样时还应该注意取样的随机性。随机取样是获得统计学数据的重要方式，而统计学方法是定量金相学的一个重要基础，随机取样意味着显微组织中的所有区域和方向都有相等的机会被截取和分析测量。但如果显微组织是随着零件截面的变化而不断变化的，则随机取样就不能得到有效的数据。这时就需要从试样截取的方便性角度来考虑，只要制备

的样品能够代表那些不易取样的部位，则试样结果是有效的。

定量金相试样选取的大小与普通金相分析相同，除非受到原材料或试验零件尺寸的限制。此外，在截取金相试样时，要避免因截割变形或加热引起内部组织发生变化，因为这不仅会给合金组织的定性分析造成判断错误，而且也会使定量金相测量的数据出现大的误差。

总之，定量金相试样的选取与普通金相分析试样的选取原则和方法是相同的，只是前者要求高一些而已。为了使定量金相测量相计算的合金组织特征参数更加精确可靠，必须尽量减少各种因素带来的测量误差，注意金相试样选取的真实性、代表性和随机性。

2.2.2 定量金相试样的制备

定量金相的测量和分析计算对金相试样的制备和组织的显示的要求比普通金相分析更高。定量金相对合金显微组织中特征物的数量、大小、形状和分布等特征参数的分析，要求所显示的组织必须真实可靠，特别是组织的轮廓必须清晰均匀，否则将使测量数据产生大的误差。此外，显微镜的分辨能力和选取的放大倍数对合金组织特征参数的测量值也有很大影响。

金相样品的抛光和浸蚀必须能正确显示显微组织的实际情况而没有变形、污染和擦伤等缺陷。金相试样制备时的残留磨痕、抛光粉等异物的嵌入、某些组织的剥落、试样浸蚀深浅程度不均匀以及试样不平等因素，不适当的浸蚀造成的过渡浮凸会使特征相的视在尺寸和间距发生变化，都会影响定量金相测量数据的准确性。在应用自动装置如图像分析仪等进行测量和计算时，这些因素的影响则变得更为突出。由于图像分析仪是利用合金组织图像的颜色差异来辨认组织，很难判断试样是否制备良好。因此，金相试样制备不良带来的测量误差，经常成为图像分析测量误差中最重要的来源之一。在采用自动装置进行显微组织的分析测量时，最好采用自动抛光装置以便获得最大的平整性和良好的抛光质量。

2.2.3 定量金相分析的视场选取

确定测量视场的数目和分布，以及最佳的显微镜放大倍数是每个定量金相分析人员必须考虑的问题。

与金相试样的选取相类似，测量视场的选取原则和方法主要有两个方面，一是要考虑合金组织本身的微观组织不均匀性，即使是在同一个金相试样上，合金显微组织也会由于选取的测量视场不同而有差异。因此，对于同一个金相试样，应选取各类代表性的测量视场位置，如试样边缘位置，中心位置或其他指定位置等；同时，从数理统计的观点，测量视场必须具有随机性和统计性，这是非常重要的。每个测量视场的选取应是随机的，不应加入人为的或其他意外的（如金相试样制备不良）因素。测量视场的数目也应足够多，以减小测量数据的偶然误差。

显微镜放大倍数也是决定测量视场数目的一个重要因素。如果放大倍数由100倍提高到200倍，相同的测试面积就需要多达四倍的测量视场。放大倍数的选择就是在获得良好的组织清晰度和测量视场面积间权衡的结果。

总之，在定量金相的测量和计算过程中，金相试样的制备是很重要的，它与普通金相分析的制样过程基本相同，但要求应更高一些。除了要求显示合金中各种组织的特征和细节外，还要求各种组织显示的衬度分明、轮廓线清晰均匀、整个试样的平整度、洁净度、均匀性和重现性都要尽可能地好。

2.3 显微组织特征参数的测量

2.3.1 晶粒参数的测量

多晶材料的晶粒大小的测定是金相测量中最重要的一项，是金属材料最重要的组织特征参数之一，它与材料的性能有密切的关系。在平面材料的基础上确定三维晶粒的尺寸是科研工作者几十年来一直研究和解决的难题，要确定在给定体积内所有晶粒的立体尺寸是极其困难的。金属组织是由不同尺寸和形状的三维晶粒堆积而成的，即使这些晶粒的尺寸和形状相同，通过该组织的任一截面上分布的晶粒大小都将是从最大值到零的变化。在截面上不可能有绝对大小均匀的晶粒分布，也不可能有两个完全相同的截面，因而晶粒度的测量并不是一个十分精确的测量。在实际工作中，晶粒大小的概念一般采用晶粒直径大小或晶粒度大小的数值来表示。材料的晶粒度一般是以单位测试面积上的晶粒个数来表示的。晶粒的平均直径一般用在截面上任意测试线穿过每个晶粒长度的平均值（平均截线长度）来表示，在二维平面上的平均截线长度记为$\overline{L}_2$，三维空间的平均截线长度记为$\overline{L}_3$。

（1）比较法

比较法是半定量的测试方法。测量时，将试样放置在金相显微镜下，然后将测量组织与相同放大倍数的标准等级图谱进行比较，找到与被测组织晶粒大小相近的图片，就把相应的图片的晶粒度级别确定为被测组织的晶粒度等级。标准等级图谱由国家颁布，我国的晶粒大小标准定为八个等级，与美国的ASTM标准相一致，8级为最细，1级为最粗。为了扩大使用范围，对于比1级还粗或比8级还细的晶粒等级标准作了延伸，如0级、-1级或9级、10级等。

在实际材料中，很少遇到均匀的、单一号数的晶粒度等级，一般采用跨两个和三个级别的方式进行标记，如8~6级，前一个数字表示占晶粒的大多数的晶粒度级别，后一个表示占晶粒的少数的晶粒度级别，若仅用一个数字表示，则表明这个晶粒度级别占所有晶粒的90%以上。

比较法通常规定在放大100×时进行比较评定，若晶粒很细，需要用更大的放大倍数进行观察和评级时，其晶粒大小等级必须换算成100×放大倍数时的晶粒度级别。不同放大倍数的晶粒度级别的换算列于表7.3-5中。

表7.3-5 不同放大倍数的晶粒度级别的换算

其他放大倍数 \ 放大100倍	晶粒度级别													
	-1	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
50×	1	2	3	4	5	6	7	8						
200×					1	2	3	4	5	6	7	8		
300×						1	2	3	4	5	6	7	8	
400							1	2	3	4	5	6	7	8

其换算公式为

$$G = G' + 6.643\,9\ \lg\ (M/100) \tag{7.3-25}$$

式中，G'为标准图片晶粒度级别（放大100×）；M为使用的实际放大倍数；G为实际的晶粒度级别。

比较法测量晶粒度级别简单易行，但比较粗糙，只适用于半定量计算。同时测量的人为误差较大，精度有时不能满足要求。对于混晶组织，比较法更是无能为力。

（2）面积测量法

目前，世界上统一使用的是美国材料试验协会（ASTM）提出的确定晶粒大小等级的基本公式：$n = 2^{G-1}$，并由此推导出：$G = \lg n/\lg 2 + 1$。式中G为ASTM晶粒度级别指数，n为显微镜放大100倍每平方英寸（645 mm^2）面积上的晶粒数。换算成每平方毫米的晶粒个数N_A时，则有

$$G = \lg N_A/\lg 2 - 2.954\,2 \tag{7.3-26}$$

或

$$N_A = 2^{G+2.954\,2} \tag{7.3-27}$$

但实际金相截面上的组织图像是对空间晶粒随机相截得

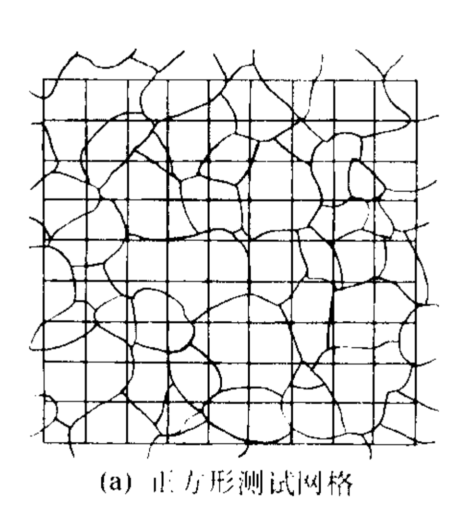
到的。即使是大小完全相同的空间晶粒，其截面组织图像也只能是大小不均匀的平面网络，其单个面积的大小不能表征空间晶粒的实际大小。因此，从统计的观点出发，金相截面上合金晶粒面积的特征参数可以采用晶粒的平均面积 $\overline{A}$ 表示，计算公式为

$$\overline{A}=A_T/N=1/N_A \quad (7.3\text{-}28)$$

公式经变换可以得到平均晶粒面积与晶粒度级别指数间的关系：

$$\overline{A}=500\times 2^{8-G} \quad (7.3\text{-}29)$$

常用的测量 $\overline{A}$（μm^2）的方法如图 7.3-5 所示。


(a) 正方形测试网格

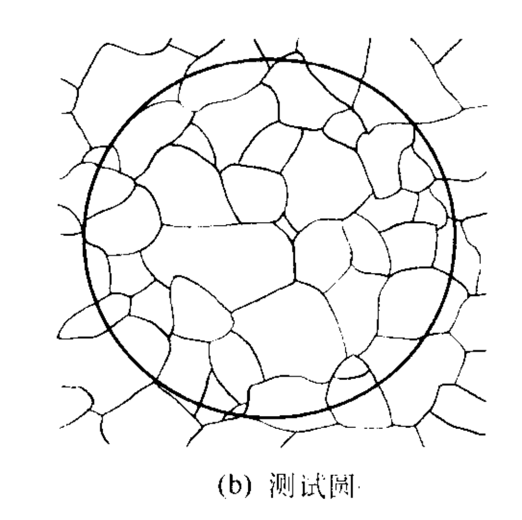

(b) 测试圆

图 7.3-5 常用的单相晶粒平均面积的测量方法（放大 100×）

采用图 7.3-5a 正方形测试网格时，被测试网格包围的晶粒数的计算为 $N=N'+N''/2-1$，N'为完全被测试网格包围的测试线截断的晶粒数目、N''为未完全被测试网格包围的测试线截断的晶粒数目；而采用图 7.3-5b 的测试圆时，被测试圆包围的晶粒数的计算为 $N=N'+N''/2$，N'为完全被测试圆包围的测试线截断的晶粒数目，N''为未完全被测试圆包围的测试线截断的晶粒数目。

面积测量法中测量值 N 的相对误差 ε 为

$$\varepsilon=1/N\times 100\% \quad (7.3\text{-}30)$$

也就是说，测量值相对误差与计数的晶粒个数成反比。因此，为了减少测量误差，测量视场内的晶粒个数应足够多。

如果假设所有晶粒都具有相同的空间形貌（尺寸相同的球形粒子）和平面形貌（相同直径的平面截圆），则

$$N=\text{视场面积/晶粒面积}=D^2/d^2 \quad (7.3\text{-}31)$$

式中，D 为测量圆的直径；d 为晶粒直径。

（3）截线法

如前所述，晶粒大小可用平均截线长度 $\overline{L_2}$ 表示，但当测量的晶粒数目具有足够的统计意义时，$\overline{L_2}$ 的值就等于三维平均截线长度 $\overline{L_3}$。

对于单相合金，平均截线长度的计算公式为

$$\overline{L_3}=\overline{L_2}=L_T/N=1/N_L=1/P_L \quad (7.3\text{-}32)$$

式中，L_T 为任意测试线的总长度；N_L 为单位长度测试线上截得的晶粒数；P_L 为单位长度测试线与晶界的交点数。

如果在显微金相组织照片上进行分析测量，则

$$\overline{L_3}=\overline{L_2}=L_T/PM \quad (7.3\text{-}33)$$

式中，P 为测试线与晶界的总交点数；M 为显微组织放大倍数。

对于双相组织的第二相晶粒，平均截线长度的计算公式为

$$\overline{L_3}=\overline{L_2}=L_T/N=2V_V/P_L=2A_A/P_L=2L_L/P_L \quad (7.3\text{-}34)$$

式中，V_V 为第二相的体积分数；A_A 为第二相的面积分数；L_L 为第二相的线分数。

在显微组织图上，作一条长度为 L 的线段，如图 7.3-6 所示。测量时，被测试线截到的晶粒数 $N=N'+N''/2$，其中，N'为完全被测试线截断的晶粒数目，N''为未完全被测试线截断的晶粒数目。应用截线法时，所作的线段应尽可能多地截割晶粒，并采用多条测试线段。例如在测定高速钢、高铬钢或工具钢等的晶粒度时，常用放大 1 000× 的显微组织和长 120 mm 的测试线段。

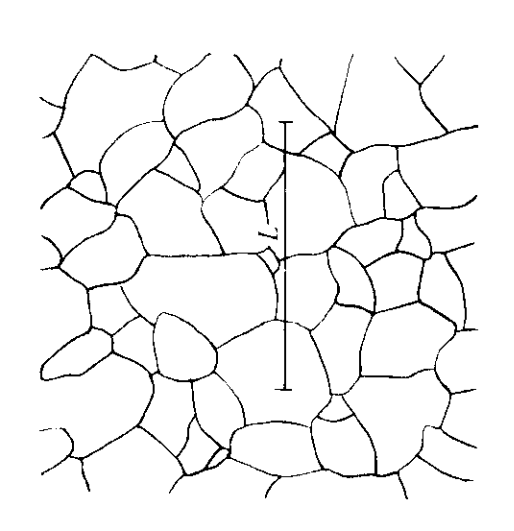


图 7.3-6 截线法测量晶粒

通常还采用已知长度为 10 cm、20 cm、50 cm 的圆形测试网格。测量时应根据组织的特点选择合理的测试圆和放大倍数，并使测试圆每次截得的交点数足够多。

然后代入方程

$$G=-10-6.6439\lg\overline{L_3}\quad(\text{cm})$$
$$=-3.2878-6.6439\lg\overline{L_3}\quad(\text{mm}) \quad (7.3\text{-}35)$$

即可计算出晶粒度级别指数。

对于等轴晶粒，计算出的晶粒度级别和标准比较，偏差不超过 0.3 级。

截线法的测量误差为

$$\sigma(\overline{L_2})=\sigma(L_2)/N^{1/2} \quad (7.3\text{-}36)$$

式中，$\sigma(L_2)$ 为单个晶粒截线长度测量值 L_2 的标准误差；$\sigma(\overline{L_2})$ 为晶粒平均截线长度的标准误差；N 为测量晶粒的总数。

2.3.2 颗粒状第二相形状、尺寸及其分布特征的测量

在材料科学研究领域，经常遇到包含各种颗粒的系统，如钢在淬火回火后的组织，球墨铸铁的组织等。合金组织中颗粒状第二相的数量、大小、形状和分布对其性能有很大的影响，因而测量颗粒状第二相的形状、尺寸以及第二相在材料中的体积密度和尺寸分布是一个很重要的内容。

要把颗粒状第二相的几何特征描述清楚，就必须描述它的形状、尺寸以及它的体积 V、表面积 S 和体积密度 N_V。因为颗粒之间的形状和尺寸可能不同，很难通过截面上测量的参数确切地描述颗粒的系统参数。只有按下述情况进行简化，如形状相同、尺寸相同或形状相同、尺寸不同，但颗粒是凸型的，并且颗粒的形状不很复杂，才有可能通过截面上的测量参数来描述系统参数。

1）一个颗粒按各个方向投影的平均面积，和由此类粒子（形状和尺寸相同）在取向上随机分布组成的相在任一方向上的投影的颗粒投影面积平均值是相同的。

2）一个颗粒经随机测试线穿过所得的平均截线长度，和一根随机测试线穿过由此类颗粒（形状和尺寸相同）在取向上随机分布组成的系统时对各颗粒截得的截线长度平均值是相同的。

（1）凸型颗粒组织参数间的一般关系

表 7.3-6 列出了凸型颗粒状第二相二维和三维组织特征参数间的基本关系方程。这些基本方程及其变换关系式是凸型颗粒状第二相组织特征参数测量和计算的基础。表 7.3-7 列出了凸型颗粒状第二相二维组织特征参数间的一般关系。表 7.3-8 列出了凸型颗粒状第二相三维组织特征参数间的一

般关系。图7.3-7为凸型颗粒状第二相二维特征参数平面截线长度 L_2、颗粒间距 t 和颗粒自由程 λ 的意义和测量方法。

表7.3-6　凸型颗粒状第二相二维和三维组织特征参数间的基本关系

基本方程	量纲	空间组织特征参数的意义
$V_V = A_A = L_L = P_P$	mm^0	颗粒的体积分数
$S_V = 2P_L = 4N_L$	mm^{-1}	单位体积内颗粒的表面积
$N_V = N_A/D = 2N_A/3L_L$	mm^{-3}	单位体积内颗粒数目
$\overline{L}_3 = \overline{L}_2 = L_L/N_L$	mm	颗粒空间截线的平均长度
$D = 3\overline{L}_2/2 = 3L_L/2N_L$	mm	颗粒的直径
$t_0 = 1/N_V^{1/3} = (3L_L/2N_A \cdot N_L)^{1/3}$	mm	颗粒的空间间距

表7.3-7　凸型颗粒状第二相二维组织特征参数间的一般关系

基本方程	组织特征参数的意义
$\overline{t} = 1/N_L$	$\overline{t}$：颗粒的平面平均间距 $\overline{\lambda}$：颗粒的平均自由程 $\overline{A}$：颗粒断面平均面积 L_P：颗粒截圆的平均周长
$\lambda = (1-L_L)/N_L = (1-V_V)/N_L$	
$\overline{L}_2 = \overline{t} - \lambda = L_L/N_L$	
$\overline{A} = \pi D/6$	
$L_P = \pi P_L\overline{A}/2P_P$	

表7.3-8　凸型颗粒状第二相三维组织特征参数间的一般关系

基本方程	组织特征参数的意义
$V = \overline{A}_p\overline{L}_3 = \overline{A}\ \overline{H}$	V：颗粒的体积 $\overline{A}_p$：所有颗粒在投影平面上的平均投影面积 $\overline{A}$：颗粒断面平均面积 $\overline{H}$：颗粒的卡规直径，当颗粒为球形时，$\overline{H}$ 即为 D S：颗粒的表面积
$S_V = 4\overline{A}_p = 4V/\overline{L}_3$	
$\overline{A}_p = S/4 = V/\overline{L}_3$	
$\overline{H} = V/\overline{A} = \overline{A}_p\overline{L}_3/\overline{A}$	
$\overline{A} = V/\overline{H} = \overline{A}_p\overline{L}_3/\overline{H}$	
$\overline{L}_3 = 4V/S = V/\overline{A}_p$	
$N_V = N_A/\overline{H} = N_L/\overline{A}_p$	
$V_V = N_V V = N_A\overline{A} = N_L/\overline{L}_3$	

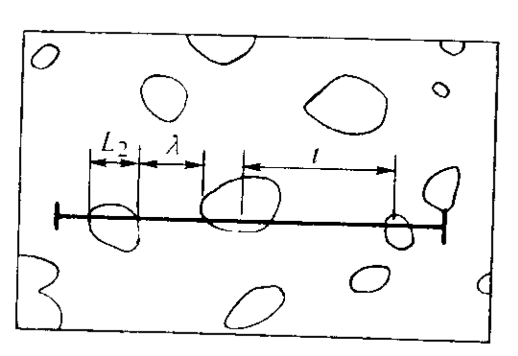


图7.3-7　凸型颗粒状第二相二维特征参数 L_2、t 和 λ 的意义和测量方法

(2) 形状、尺寸相同的凸型颗粒状第二相的测量

从表7.3-6～表7.3-8列出的关系式可以看出，只要确定了参数 $\overline{H}$，则颗粒的所有参数都可以确定。表7.3-9为根据常见几何形状的颗粒状第二相组织的测量和计算公式。

表7.3-9　规则几何形状的颗粒状第二相组织的测量和计算

粒子形状	体积 V	表面积 S	平均投影面积 $\overline{A}_P$	平均投影高度 $\overline{H}$	平均截面积 $\overline{A}$	平均截线长度 $\overline{L}_3$	单位体积内粒子数 N_V	粒子真实尺寸（r、t、h、l、a、b）	备　注
球	$4\pi r^3/3$	$4\pi r^2$	πr^2	$2r$	$2\pi r^2/3$	$4r/3 = 8N_L/3\pi N_A$	$\pi N_A^2/4N_L$	$r = 2N_L/\pi N_A = 3V_V/4N_L$	r 半径
圆片	$\pi r^2 t$	$2\pi r^2$	$\pi r^2/2$	$\pi r/2$	$2rt$	$2t$	$2N_A^2/\pi N_L$	$r = N_L/N_A$ $t = V_V/2N_L$	r 半径， t 厚度，$r \gg t$
圆柱体	$\pi r^2 h$	$2\pi r(r+h)$	$\pi r(r+h)/2$	$(\pi r+h)/2$	$2\pi r^2 h/(\pi r+h)$	$2rh/(r+h)$	$2N_A/(\pi r+h)$	$h = V_V/\pi r^2 N_V$ $r = N_L/2N_A \pm [N_L^2/4N_A - (\pi-1)V_V/2\pi N_A]^{0.5}$	r 半径， h 厚度，$r \approx h$， $r>h$ 用+，$r<h$ 用－
细长圆棒	$\pi r^2 l$	$2\pi rl$	$\pi rl/2$	$l/2$	$2\pi r^2$	$2r = 2N_L/\pi N_A$	$2N_A/l$	$r = N_L/\pi N_A$ $l = 2N_A/N_V$	r 半径， l 厚度，$l \gg r$
半球	$2\pi r^3/3$	$2\pi r^2$	$3\pi r^2/4$	$(1+\pi/4)r$	$8\pi r^2/3(4+\pi)$	$8r/9$	$0.739N_A^2/N_L$	$r = 1.522N_L/N_A$	r 半径
立方体	a^3	$6a^2$	$3a^2/2$	$3a/2$	$2a^2/3$	$2a/3$	$2N_A^2/3N_L$	$a = N_L/N_A$	a 边长
长方体	abc	$2(ab+bc+ca)$	$(ab+bc+ca)/2$	$(a+b+c)/2$	$2abc/(a+b+c)$	$2abc/(ab+bc+ca)$	若 $c=3a$，$b=2a$ $11N_A^2/18N_L$	若 $c=3a, b=2a$ $a = 6N_L/11N_A$	边长 $a \neq b \neq cb$
方片状	at^2	$2a^2+4at$	$a^2/2$	a	at	$2t$	$N_A^2/2N_L$	$a = 2N_L/N_A$	a 边长， t 厚度，$a \gg t$
方条状	ac^2	$2a^2+4ac$	ac	$c/2$	$2a^2$	a	$4aN_A^2/cN_L$	$a = N_L/2N_A$	a 边长， c 长度，$c \gg a$

表7.3-9中给出的颗粒状第二相组织特征参数的测量和计算公式，是在假设合金组织中粒状第二相可近似地作为完全规则的几何形状的基础上推导出来的。在科研和生产的实际中，含有颗粒状第二相的合金的组织是非常复杂的，通常先对第二相粒子的形状作近似估计，然后进行测量和计算。实践证明，这样的近似处理是有效的。例如通常都把球墨铸铁中的石墨相和退火高碳钢中的粒状渗碳体作为球形粒子对待。

(3) 形状相同、尺寸不同的凸型颗粒的测量

实际金属材料中颗粒状第二相的形状和尺寸都不相同，不能完全按照形状和尺寸都相同的假定条件下推导出的测量和计算公式。处理的办法是把第二相颗粒按尺寸分为若干

组，在每一组中第二相颗粒可近似地看作是尺寸相同的，则在形状和尺寸都相同的假定条件下推导出的所有结论都可以近似地用在同一组颗粒中。获得各组的参数近似值后，再求各组的参数的加权平均值作为整个系统的各种参数的估计。

对于简单球体第二相颗粒，把球的直径 D 按大小分级为 D_1（D_{min}）、D_2、…D_j、…、D_N（D_{max}）。在金相磨面上的截圆也可按大小分级为 d_1（d_{min}）、d_2、…、d_j、…、d_N（d_{max}），并假设球直径 D_j 和截圆直径 d_j 的变化是连续的，而且 $d_{min}=D_{min}$、$d_{max}=D_{max}$。许多实际合金的第二相粒子也接近上述的条件，例如球墨铸铁中的石墨球、工具钢中的球状渗碳体等。

球状第二相颗粒尺寸分布的特征参数有三个：①不同大小球形颗粒的平均直径 $\overline{D}$。②单位体积内某一直径为 D_j 的球的个数 $(N_V)_j$。③单位体积内第二相粒子的总个数 N_V 和 $(N_V)_j$ 的百分比（或尺寸分布频率）。这些组织特征参数或曲线都可以由金相磨面上测量的二维组织特征参数计算得出。

上述三维特征参数与二维特征参数间的体视学关系为

$$N_V = N_A/\overline{D} \tag{7.3-37}$$

$$\sum_{j=1}^{k} D_j^3\ (N_V)_j = \frac{3}{2}\sum_{i=1}^{k} d_i^2\ (N_A)_i \tag{7.3-38}$$

$$\sum_{j=1}^{k} D_j^2\ (N_V)_j = \frac{4}{\pi}\sum_{i=1}^{k} d_i\ (N_A)_i \tag{7.3-39}$$

$$\sum_{j=1}^{k} D_j\ (N_V)_j = \sum_{i=1}^{k} d_i^0\ (N_A)_i \tag{7.3-40}$$

$$\sum_{j=1}^{k} D_j^0\ (N_V)_j = \frac{2}{\pi}\sum_{i=1}^{k} d_i^{-1}\ (N_A)_i \tag{7.3-41}$$

$$\overline{m} = \pi/2\overline{D} \tag{7.3-42}$$

式中，i 为平面特征参数的分组数；j 为平面特征参数的分组数；$\overline{m}$ 为所有颗粒在截面上的截圆直径倒数的平均值。

则当测量出 $\overline{m}$，球状第二相颗粒的所有组织特征参数的平均值就可以估算出来：

$$\overline{D} = \frac{\pi}{2\overline{m}} \tag{7.3-43}$$

$$\overline{V} = \overline{D}\ \overline{A} = \frac{\pi V_V}{2\overline{m}N_A} \tag{7.3-44}$$

$$\overline{S} = 4\overline{V}/\overline{L}_3 = \frac{2\pi\overline{A}}{\overline{m}\overline{L}_3} = \frac{2\pi N_L}{\overline{m}N_A} \tag{7.3-45}$$

$$N_V = N_A/\overline{D} = 2\overline{m}N_A/\pi \tag{7.3-46}$$

球形颗粒的平均直径 $\overline{D}$ 的标准偏差为

$$\sigma\ (D) = \sqrt{4/d\ \overline{D}/\pi - \overline{D}^2} \tag{7.3-47}$$

（4）第二相颗粒的其他组织特征参数的测量

第二相颗粒是分散地分布在基体上的，如果考虑颗粒与颗粒以及颗粒与基体之间的关系时，还必须考虑另外一些组织特征参数，如第二相颗粒在基体上分布的平均自由程、分布在晶界上的第二相颗粒的体积密度以及第二相颗粒的接触程度等。

1）第二相颗粒在基体上分布的平均自由程和平均颗粒间距　第二相颗粒在基体上分布的平均自由程定义为任意两个颗粒在任意方向上从一个颗粒边缘到另一个颗粒边缘的距离（见图7.3-7）。对于单相组织，平均自由程的概念是没有意义的。对于不连续分布的第二相（如 α 相），平均自由程 λ 可表示为

$$\lambda = [1-(V_V)_\alpha]/N_L = [1-(A_A)_\alpha]/N_L \tag{7.3-48}$$

式中，$(V_V)_\alpha$ 为第二相颗粒（α 相）的体积密度；$(A_A)_\alpha$ 为 α 相的面密度；N_L 为随机截线穿过颗粒的线密度。

式（7.3-45）可改写为

$$\lambda = \overline{L}_3\frac{1-(V_V)_\alpha}{(V_V)_\alpha} = \pi\frac{1-(V_V)_\alpha}{(L_A)_\alpha} = 4\frac{1-(V_V)_\alpha}{(S_V)_\alpha} \tag{7.3-49}$$

可以看出，当第二相颗粒的体积密度恒定时，λ 和 $\overline{L}_3$ 成正比，而与颗粒的形状无关，颗粒尺寸越大，其平均自由程也越大。

平均颗粒间距 $\overline{t}$ 是指颗粒中心到相邻颗粒中心的平均距离，计算公式为

$$\overline{t} = 1/N_L \tag{7.3-50}$$

式中，N_L 为单位长度任意测量线上交截的颗粒数目。

$\overline{t}$ 与 λ 的关系可表示为

$$\lambda = \overline{t} - \overline{L}_3 \tag{7.3-51}$$

（2）分布在晶界上的第二相颗粒的体积密度　在研究材料中第二相颗粒对晶粒长大的影响、晶界上的空洞、新相（孪晶）核心、裂纹的密度等时，常常需要区分这些特征物是分布在基体内部还是分布在晶界上。以 N_s 表示颗粒在晶界上的体积密度，其表达式为

$$N_s = (N_V)_g/S_V \tag{7.3-52}$$

式中，$(N_V)_g$ 为单位体积内分布在晶界上的颗粒数目。

N_s 的一般计算公式为

$$N_s = G_n\ (\varphi)\ (A_A)_g/\ (P_L)_\alpha R^3 \tag{7.3-53}$$

式中，$(A_A)_g$ 为单位面积内分布在晶界上的颗粒数目；$(P_L)_\alpha$ 为单位测量线上分布在基体上（α 相）的颗粒数目；R 为第二相颗粒的曲率半径；G_n（φ）为修正系数，取决于颗粒相（β 相）与基体相（α 相）间接触角 φ。

$$G_n(\varphi) = 12/[\pi(16 - 33\cos\varphi + 9\varphi\sin\varphi + 17\cos^3\varphi)] \tag{7.3-54}$$

上述公式对于分析分布在晶界上的颗粒状第二相对合金性能的影响时有很大作用。例如，分布在晶界上的高熔点和高硬度的细粒状第二相将强烈地阻止合金加热时晶粒的长大，在加热温度一定时，晶粒长大的极限平均直径 $\overline{D}_{lim}$ 取决于第二相颗粒的数量和分散度，其定量关系为

$$\overline{D}_{lim} = 4R/3V_V \tag{7.3-55}$$

式中，V_V 为第二相颗粒的体积分数。

假设第二相为细小的球形颗粒，则

$$\overline{D}_{lim} = 1/N_L = \overline{t} \tag{7.3-56}$$

式中，N_L 为单位测量线上第二相颗粒的个数；$\overline{t}$ 为第二相颗粒的平均间距。

因此，如果把高温加热时合金晶粒长大的过程看成是晶界迁移的过程，则当有细粒状的第二相存在时，晶界迁移的极限位置就在第二相粒子处。由此可见，分布在晶界上的细粒状第二相阻止了基体相的晶粒长大。钢中高熔点和高硬度的 Al_2O_3、TiC、VC 等粒状第二相就能起这种作用。

（3）第二相颗粒的接触程度　研究发现，材料中第二相颗粒的接触程度对材料的某些性能有显著的影响。如弥散强化型合金，虽然第二相的体积密度和颗粒尺寸相同，如果颗粒之间有很多是相互邻接的，就相当于改变颗粒的大小和平均自由程，从而影响其力学性能。

第二相颗粒的接触程度可用接触率 C 来表示，计算方程为

$$C = \frac{2\ (S_V)_{\alpha\alpha}}{2\ (S_V)_{\alpha\alpha} + (S_V)_{\alpha\beta}} = \frac{4\ (P_L)_{\alpha\alpha}}{4\ (P_L)_{\alpha\alpha} + 2\ (P_L)_{\alpha\beta}} \tag{7.3-57}$$

式中，$(S_V)_{\alpha\alpha}$ 和 $(S_V)_{\alpha\beta}$ 为单位体积内颗粒与颗粒和颗粒与基体接触的表面积；$(P_L)_{\alpha\alpha}$ 和 $(P_L)_{\alpha\beta}$ 为颗粒与颗粒和颗粒与基体的界面被单位长度测试线所交截的点数。

2.3.3 多相合金中第二相体积分数的测量

在实际科研和生产中，常常需要测定多相合金组织中各组成相的体积分数，例如，钢中铁素体和珠光体的相对含

量，钢中残余奥氏体含量以及铸铁中的石墨含量等。

多相合金中第二相体积分数的测量原理是依据体视学的基本公式 $V_V = A_A = L_L = P_P$ 实现的，只要测量出第二相的 L_L 或 P_P，就可求得该相所占的体积分数。

常用的测量方法有计点法、截线法和面积分析法。

(1) 计点法

计点法的测量公式为

$$V_V = P_P = P/P_T = \text{落在第二相上的测量点数/测量总点数} \tag{7.3-58}$$

计点法的测量可以在带有点阵网格的显微镜上进行，也可以在金相照片上进行，也适合于在图像分析仪上进行。常用的测量网格如图7.3-8所示。专用的显微镜测量网格是成套的，可根据组织图像的特征来确定测量网格，原则是使测量点阵间距与测量组织的尺寸大致相当，网格阵点太多太密，人为误差较大；网格阵点太少太稀，则费时太多。还要特别需要强调的是，采用人工测量和计算时，必须注意测量方法的随机性和统计性，特别是当体积分数较小时，更应注意。

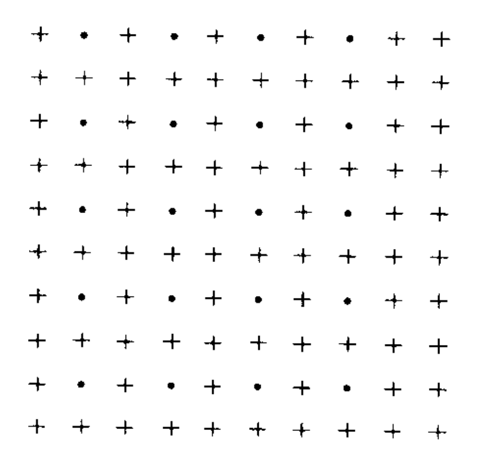


图7.3-8 计点法常用的测量网格

为提高测量的精度，应考虑测量点的数目，测量的总点数越多，测量误差越小。

(2) 截线法

截线法的测量原理为 $V_V = L_L$，L_L 为单位长度测量线上第二相所占分数（见图7.3-9）。

$$L_L = (L_1 + L_2 + L_3)/L_0$$

或

$$L_L = \frac{\sum_{i=1}^{N} L_i}{nL_0} \tag{7.3-59}$$

图7.3-9 截线法示意图

与计点法相同，为提高测量的精度，应考虑测量截线的数量，使用的截线总数越多，测量误差越小。

(3) 面积分析法

面积分析法是最早用于测量合金组织中第二相体积分数的方法，计算公式为

$$V_V = A_A = \frac{A}{A_T} = \frac{\sum_{i=1}^{N} A_i}{A_T} \tag{7.3-60}$$

式中，A（或 A_i）为待测第二相面积；A_T 为测量总面积。

在图像分析仪测量合金组织中第二相的体积分数时，普遍采用的方法就是面积分析法。采用面积分析法进行人工测量和计算时，可以应用求积仪或称重法，但由于测量复杂，目前已较少采用。

与计点法和截线法相同，面积分析法的测量误差与测量次数有关，使用的测量总面积越大，测量误差越小。

2.3.4 合金有向组织特征参数的测量

许多金属材料的显微组织具有一定的方向性，这种方向性组织的形成通常与材料的本质及其加工过程有关。例如，冷塑性变形加工后的合金组织将沿变形方向伸长；钢中塑性非金属夹杂物（如硫化物等）在锻造或轧制时将发生变形和沿变形方向分布。

当合金组织中出现有向组织时，用前述的体视学方法测量和计算时会导致错误的结果。大多数有向合金的显微组织是部分有向的，完全定向的组织极为少见。在测量和计算组织特征参数时，通常把这种部分有向组织看成是由完全定向和完全随机的两种组织叠加的结果。采用定向程度 Ω 可以表征有向线系组织的方向性程度，对于完全随机取向的组织，Ω 的值为0；对于完全定向的组织，Ω 的值为1。

(1) 平面有向线系组织特征参数的测量

实际材料中，冷轧钢板组织中的晶界、冷拔钢丝的组织、钢中变形非金属夹杂物等可以看成是平面有向线系组织。平面有向线系组织的定向程度，用符号 Ω_{12} 表达。

测量方法是在平行和垂直于取向轴的方向上分别测量单位测量线上的交截点数 P_L，分别计为 $(P_L)_{/\!/}$ 和 $(P_L)_{\perp}$。定向程度的计算公式为

$$\Omega_{12} = \frac{(L_A)_{or}}{(L_A)_{ran} + (L_A)_{or}} = \frac{(P_L)_{\perp} - (P_L)_{/\!/}}{(P_L)_{\perp} + 0.571\,(P_L)_{/\!/}} \tag{7.3-61}$$

式中 $(L_A)_{ran}$——单位面积上随机取向线段的长度；

$(L_A)_{or}$——单位面积上定向线段的长度。

(2) 空间有向线系组织特征参数的测量

实际材料中，合金中有向分布的位错线、钢中纤维状非金属夹杂物等可以看成是空间有向线系组织。空间有向线系组织的重要组织特征参数为单位体积内的线系长度 L_V 和定向程度 Ω_{13}。

测量方法是在平行和垂直于取向轴的单位面积的测量平面上分别测量交截点数 P_A，分别计为 $(P_A)_{/\!/}$ 和 $(P_A)_{\perp}$。定向程度的计算公式为

$$\Omega_{13} = \frac{(L_V)_{or}}{(L_V)_{ran} + (L_V)_{or}} = \frac{(P_A)_{\perp} - (P_A)_{/\!/}}{(P_A)_{\perp} + 0.571\,(P_A)_{/\!/}} \tag{7.3-62}$$

式中，$(L_V)_{ran}$ 为单位体积内随机取向线段的长度；$(L_V)_{or}$ 为单位体积内定向线段的长度。

(3) 空间界面有向组织特征参数的测量

实际材料中，合金塑性变形后的晶界或相界面、定向的层片状组织、顺序凝固合金的晶界等可以看成是空间界面有向组织。空间界面有向组织的重要组织特征参数为单位体积内的界面积 S_V 和定向程度 Ω_{23}。

空间有向界面组织，按金相磨面选取的方位不同，其取向分布可以分为四类（见图7.3-10）：第一类为无任何择优取向的组织，如图7.3-10a所示，相当于等轴晶组织；第二类为线型择优取向组织，如图7.3-10b所示，其大多数取向面的法线大体垂直于取向轴；第三类为面型择优取向组织，如图7.3-10c所示，其大多数取向面的法线大体平行于取向轴，相当于层片组织；第四类为面-线型择优取向组织，如图7.3-10d所示，其大多数取向面的法线大体垂直于取向轴，同时大部分取向面的法线相互平行。

对于线型择优取向组织，定向程度 Ω_{23} 的测量和计算公式为

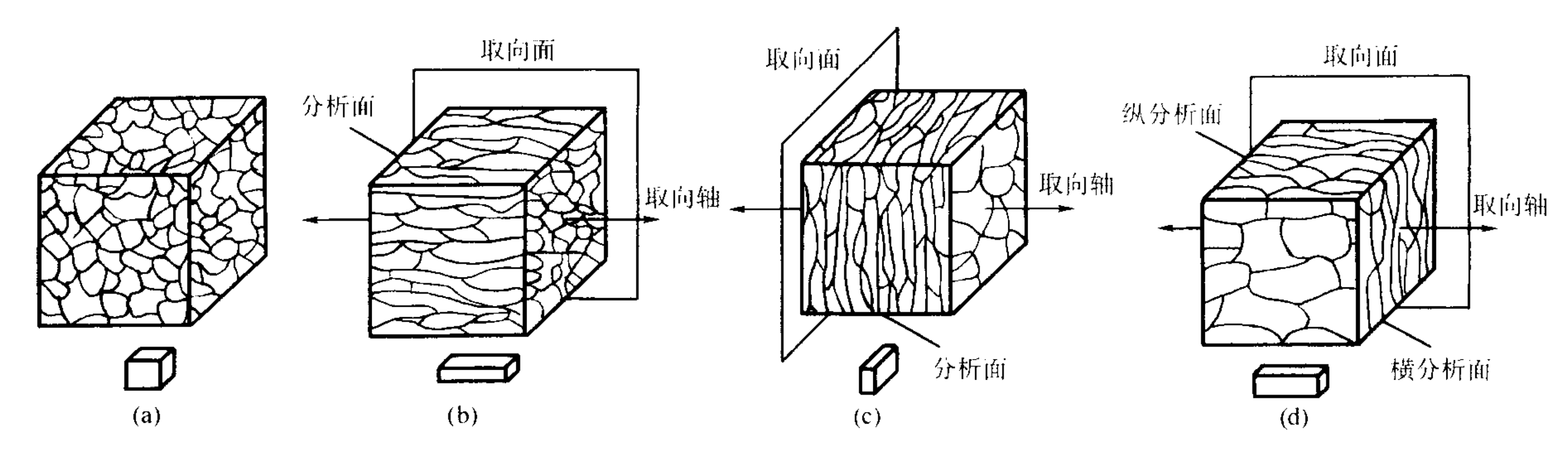


图 7.3-10　晶粒界面取向在空间的分布

$$\Omega_{线} = \frac{(S_V)_{or}}{(S_V)_{ran} + (S_V)_{or}} = \frac{(P_L)_{\perp} - (P_L)_{/\!/}}{(P_L)_{\perp} + 0.273\ (P_L)_{/}} \tag{7.3-63}$$

式中，$(S_V)_{ran}$——单位体积内随机取向组织的界面积；

$(S_V)_{or}$——单位体积内有向组织的界面积。

对于面型择优取向组织，定向程度 Ω_{23} 的测量和计算公式为

$$\Omega_{面} = \frac{(S_V)_{or}}{(S_V)_{ran} + (S_V)_{or}} = \frac{(P_L)_{\perp} - (P_L)_{/}}{(P_L)_{\perp} + (P_L)_{/}} \tag{7.3-64}$$

式 (7.3-60)、式 (7.3-61) 中 "⊥" 和 "//" 分别表示分析面上的测量线垂直和平行于取向面。

对于面—线型择优取向组织，定向程度 Ω_{23} 的测量和计算公式为

$$\Omega_{面} = \frac{(P_L)_{\perp} - (P_L)_{/}}{(P_L)_{\perp} + 0.429(P_L)_{/\!/} + 0.571(P_L)_{/}} \tag{7.3-65}$$

$$\Omega_{线} = \frac{1.571[(P_L)_{\perp} - (P_L)_{/}]}{(P_L)_{\perp} + 0.429(P_L)_{/\!/} + 0.571(P_L)_{/}} \tag{7.3-66}$$

$$\Omega_{面-线} = \frac{(P_L)_{\perp} - 1.571(P_L)_{/\!/} + 0.571(P_L)_{/}}{(P_L)_{\perp} + 0.429(P_L)_{/\!/} + 0.571(P_L)_{/}} \tag{7.3-67}$$

式中，"//" 为纵向分析面上的测量线平行于取向面；"/" 为横向分析面上的测量线平行于取向面；"⊥" 为纵向或横向分析面上的测量线垂直于取向面；$\Omega_{面}$、$\Omega_{线}$、$\Omega_{面-线}$ 为面-线型择优取向组织中面方向、线方向以及面－线方向的定向程度。

(4) 片层状组织参数的测量

多相合金中的片层状组织是十分常见的，如一般的共晶和共析组织，如图 7.3-11 所示。其特点是并不是所有的片层都是一个取向的，通常是构成片层团，在一个团内是择优取向分布的，而整体组织是由很多片层团构成的，片层团之间的取向分布是随机的。

重要的片层状组织特征参数有组成相的体积分数 V_V、片层厚度 L_0、片层间距 t_0、自由程 λ_0（假设片层是完全均匀的），以及单位体积内的相界面 S_V，均为无法直接测量的三维特征参数。它们可由在金相磨面上可测量的相应的二维特征参数为 $\overline{L}_2$（平均截线长度）、$\overline{t}$（片层平均间距）和 $\overline{\lambda}$（平均自由程）来推导出来。

假设两相混合的片层状组织由 α 和 β 相组成，且片层状组织都是理想平行的和均匀分布的，则片层状组织特征参数的关系式为

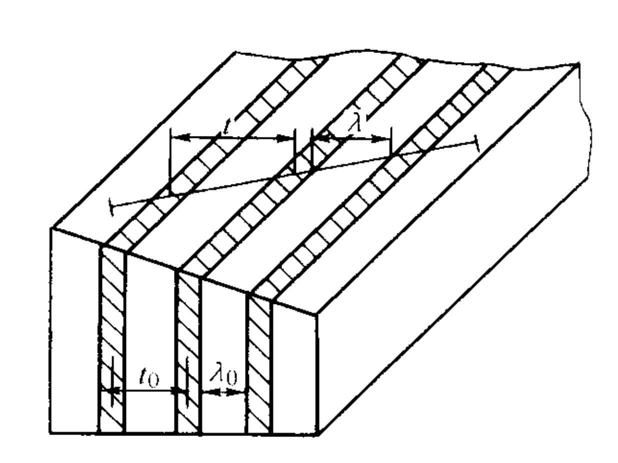


图 7.3-11　片层组织及其体视学参数

$$t_0 = L_0 + \lambda_0 \tag{7.3-68}$$

$$\overline{t} = \overline{L}_2 + \overline{\lambda} \tag{7.3-69}$$

$$(L_0)_\alpha = (\lambda_0)_\beta \tag{7.3-70}$$

$$(\overline{L}_2)_\alpha = (\overline{\lambda})_\beta \tag{7.3-71}$$

$$(L_2)_i \geqslant L_0 \tag{7.3-72}$$

$$t_i \geqslant t_0 \tag{7.3-73}$$

$$\lambda_i \geqslant \lambda_0 \tag{7.3-74}$$

式中，i ($i = 1, 2, \cdots, N$) 为测量次数。

$$\overline{L}_2 = \frac{\sum_{i=1}^{N}(L_2)_i}{N} = \frac{L_L}{N_L} \tag{7.3-75}$$

$$\overline{\lambda} = \frac{\sum_{i=1}^{N}\lambda_i}{N} = \frac{1 - L_L}{N_L} \tag{7.3-76}$$

$$\overline{t} = \overline{L}_2 + \overline{\lambda} = 1/N_L = \overline{L}_2/L_L \tag{7.3-77}$$

$$S_V = 2P_L = 4N_L = 4/\overline{t} \tag{7.3-78}$$

L_2、t 和 λ 的测量值不但与金相磨面的方位有关，而且与测量线的方位有关，因此测量误差与测量次数有关。

2.3.5　形状因子的测量

用简单而准确的特征参数来描述显微组织特征物的形状是体视学面临的重要难题。在定量金相学中，对合金组织形状的评定就是将合金组织的空间形貌近似为相近的简单规则的几何形状，然后进行测量和计算。对于形状较复杂的合金组织，还要利用一些与形状有关的参数（形状因子）来反映合金组织的某些特征或作为修正系数对计算结果进行必要的修正。

目前定量金相学中采用的合金组织形状因子有多种，使用时应当根据合金组织的特征和试验要求来决定。表 7.3-10 为常用的形状因子及其计算公式。

表 7.3-10　常用的形状因子及其计算公式

形状因子	量纲	计算公式	适用组织	备　注
Q	—	$Q = L_H/L_W$	条状组织	L_H：组织长度；L_W：组织宽度
q	—	$q = D_{/\!/}/D_{\perp} = (P_L)_{\perp}/(P_L)_{/\!/}$	有方向性组织	$D_{/\!/}$ 和 $(P_L)_{/\!/}$：水平方向的测量值 $D_{\perp}$ 和 $(P_L)_{\perp}$：垂直方向的测量值
J	—	$J = \overline{d}/\overline{D} = 4\overline{L}_3/S = N_L N_V/N_A^2$	凸型颗粒系统	$\overline{d}$：金相磨面上的平均直径 $\overline{D}$：空间形貌的平均直径 颗粒为球形时，$J = \pi/4$，形状越复杂，J 越小
I_L	—	$I_L = \overline{L}_P/\overline{L}_2 = \pi P_L^2/2N_A$	颗粒状组织	$\overline{L}_P$：粒子截圆的平均周长 I_L 越大形状越复杂，颗粒为球状时 $= 3\pi^2/8$
I_A	m^{-1}	$I_A = \overline{L}_P/\overline{A} = \pi P_L/2A_A$	颗粒状组织	I_A 越大形状越复杂，颗粒为球状时 $= 3\pi/2\overline{D}$
F_1，F_2	—	$F_1 = (L_P)_r/(L_P)_e$ $F_2 = S_r/S_e$	颗粒状组织	$(L_P)_r$：实际截圆周长；$(L_P)_e$：等效截圆周长；S_r：实际粒子表面积；S_e：等效球表面积。等效截圆为平面上与粒子实际截圆面积相等的圆；等效球为与实际粒子体积相等的球
F_3	—	$F_2 = A_r/A_e$	颗粒状组织	A_r：实际截圆面积；A_e：最大外切圆面积。形状越复杂，F_3 越小，球状组织 $F_3 = 1$
SF	—	$SF = 4\pi A/L_P^2$	颗粒状组织	A：截圆面积；L_P：截圆周长 形状越复杂，SF 越小，球状组织 $SF = 1$，立方体 $SF = 0.196$
f_1，f_2，f_3	—	$f_1 = V^{1/3}/S^{1/2} = N_A^{1/2}/N_V^{1/3}$ $f_2 = V^{1/3}/\overline{L} = N_L/N_V^{1/3}$ $f_3 = S^{1/2}/\overline{L} = N_L/N_A^{1/2}$	颗粒状组织	
k_1，k_2，k_3	—	$k_1 = X/D$ $k_2 = X^2/S$ $k_3 = X^3/V$	颗粒状组织	X：线性测量参数，如平均截线长度 $\overline{L}$ 或平均截圆直径 d 等

3　图像分析仪

一般来说，定量金相工作需要进行大量的金相观察和多次的重复。传统上这些工作由人工依赖经验剔除金相显微组织中不希望测量的对象、用肉眼进行观察计量，然后计算测量得到的结果，不仅会产生大量的人为误差，测量准确性、一致性和重复性都较差，而且分析测试速度慢，效率低下；同时极其繁杂的数学处理过程也决定了即使是分析显微组织中一个很简单的定量特性也需要耗费大量的时间和精力。这必然决定了定量金相分析靠一般的手工计算是不可能的，不能适应科学研究与生产的发展要求。

随着计算机技术和体视学的发展，计算机图像分析技术被广泛地应用于金相分析中，使传统的金相分析技术从定性或半定量的工作状态逐步向定量金相分析方向发展。计算机图像分析技术以先进的电子光学和计算机技术代替人眼观察及统计计算，可以迅速而准确地进行有统计意义的测定及数据处理，同时具有精度高、重现性好，避免了人为因素对金相评定结果的影响等特点，而且操作简便，目前已成为定量金相分析的重要发展方向。

3.1　自动图像分析仪的基本原理与结构

图像分析仪是用电子仪器代替人工操作的先进定量金相分析仪器，它能反映二维图像组织中的各种特征，把它们记录下来，并进行分析计算。

用一扫描光束或电子束，在所分析的图像上进行扫描，当扫描束从一个组成物转移到另一个组成物时，由于彼此间的明暗程度（即灰度）不同，就会导致信号脉冲的变化。把扫描束走过的一定长度的脉冲数和脉冲持续时间记录下来。根据这两个基本数据，就可以测定组织的二维或三维体视学参数，如不同相的组成百分数、单位相界表面积、三维粒子在单位体积内的数量以及它们的大小、分布等，还可以测量测试面上各种相的总面积和面积百分数、各种相的轮廓长度以及颗粒的弦长分布等。

图 7.3-12 表示了应用点扫描时，脉冲数以及脉冲持续时间的变化规律。由于扫描线的宽度比粒子的平均线尺寸小得多，因而扫描过程与截线法分析金相显微组织一样。由扫描线总长度上脉冲持续总时间的相对比（见图 7.3-12a）可以确定粒子在扫描面积内的相对量（即 $L_L = A_A = V_V$）；而由扫描线长度上的脉冲数可得到单位长度扫描线与相界面的平均交截点数 P_L（见图 7.3-12b）。由此值可计算出组成相的相界比表面积 S_V（$S_V = 2P_L$）；脉冲持续时间 t 的分布与粒子内弦长度分布一致，可计算组成相单位体积内的粒子数 N 以及粒子的大小分布情况（见图 7.3-12c）。

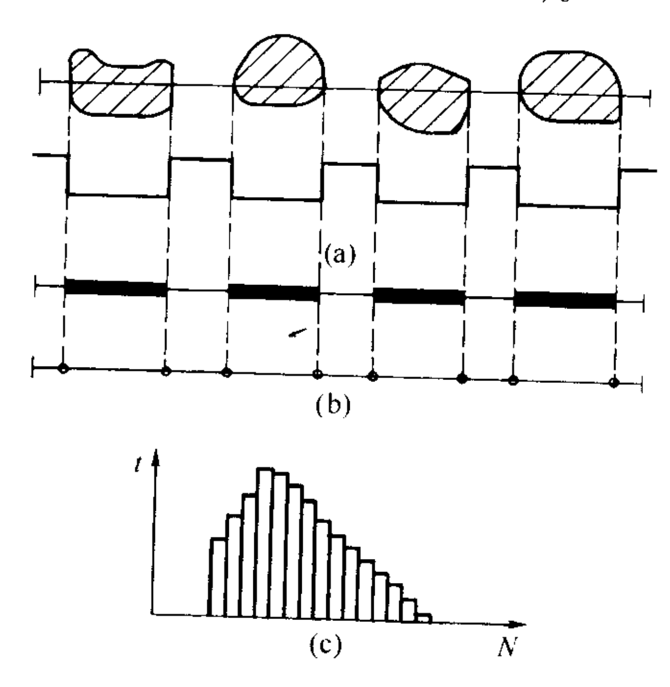


图 7.3-12　扫描分析图像原理图

图 7.3-13 为自动图像分析仪结构示意图。

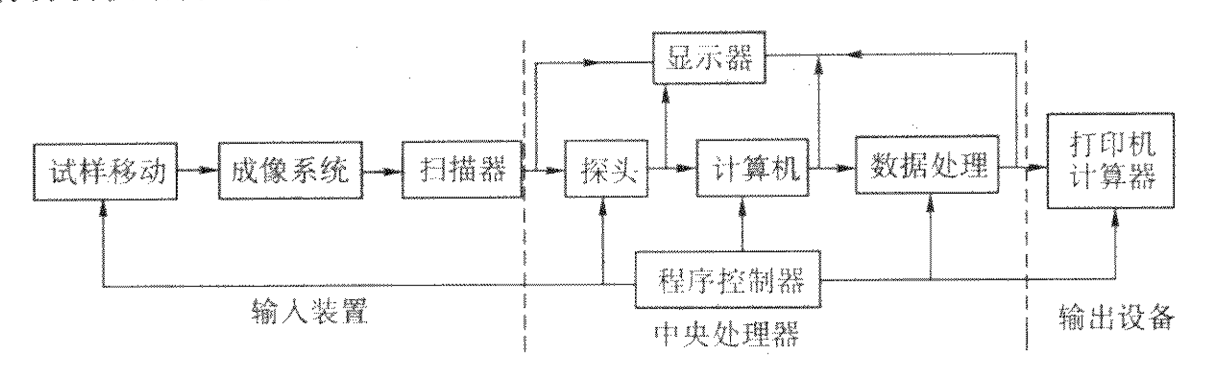


图 7.3-13　自动图像分析仪结构示意图

成像系统的主要作用是将试样的显微组织转变为图像。大型图像分析仪一般可以接不同的成像系统，如光学显微镜、扫描电镜、透射电镜、电子探针、投影仪等。扫描器是一个摄像管，将成像系统的不同色调图像转换成不同电平的视频信号，一路直接送入显示器成像，另一路送入探测器进行检测分析。探测器能够分辨出不同灰度的测试相并给出定量分析数据。为了在测试过程中选择测量视场（包括对视场位置的选择和视场数量的选择），通常要求显微镜样品台或载物台能在平面上的 $x-y$ 方向任意步进和在 z 方向调节聚焦。中心处理机是图像分析仪的主体部分，它主要包括图像存储、处理、测量和计算等装置，这些装置将完成各种图像的变换和分析，并给出最终处理结果。输出外围设备主要包括各种记录装置，如显示器或打印机等。

图 7.3-14 为 20 世纪 80 年代后期美国生产的 OMNICON 5000 型自动图像分析仪。

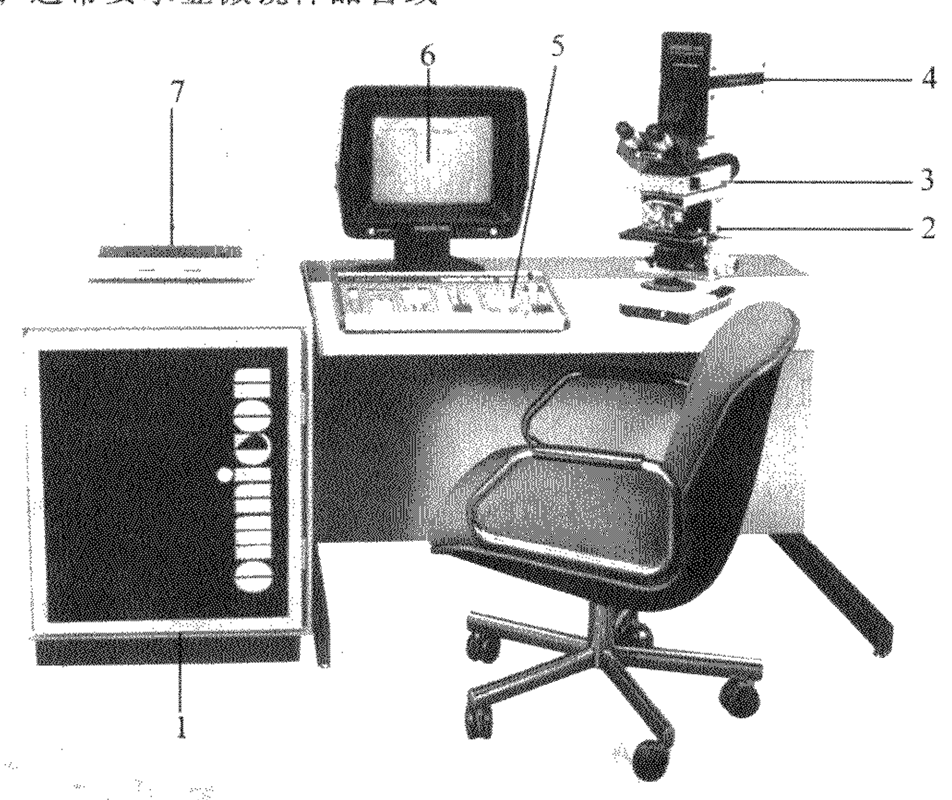


图 7.3-14　美国生产的 OMNICON 5000 型自动图像分析仪

1—控制柜；2—载物台；3—目镜；4—CCD；
5—键盘；6—打印机；7—监视器

3.2　计算机图像处理基本原理

自动图像分析仪的工作是在计算机图像处理的基础上进行的。计算机图像处理是把图像转换成一个数字矩阵，再把这个数字矩阵存进计算机并对之进行各种处理，最后输出结果的一门新兴技术，是汇聚了光学、电子学、数学、摄影技术、计算机技术的高科技学科。用计算机处理图像和影像包含多种图像处理技术和数学方法，主要包括图像的采集、编码、存储和传输，图像的合成，图像的增强、变换与复原，模式识别，图像分割，目标的检测，三维图像处理以及数学形态学等诸多内容。

其中大多数是随着下面三个主要问题而展开的。

1）图像的数字化和编码　把图像从连续形式变换为离散形式（即数字化），以进行计算机处理，并压缩所得到的结果，尽量节省存储空间和增大信息容量。

2）图像的增强和恢复　改善图像质量，降低噪声。

3）图像的分割和描述　把图像变换成“简化”的图形，测定图像或图形各部分的性质；根据这些部分的性质进行图像定量参数的测量和性质描述。

下面简单介绍定量金相分析中采用的一些主要图像预处理技术，包括图像获取、图像增强、图像恢复、图像分割等。

（1）图像获取

一般来讲，平面图像可以按灰度（或亮度）、彩色或形貌进行分类，这些图像信息的变化在数学上可以表示为平面坐标 x，y 的函数，用 $f(x, y)$ 表示。

图像在由计算机处理或需通过信道时，必须先数字化。图像数字化的方法就是用一个数字阵列来表示一个物理图像。物理图像被划分为图像元素（picture element）的小区域，图像元素简称为像素（pixel）。在每个像素位置，图像的亮度被采样和量化，从而得到图像对应点上表示其亮暗程度的一个整数值。对所有的像素完成上述转化后，图像就被表示成一个整数矩阵。每个像素具有两个属性，即位置和灰度；如果是彩色图像处理，每个像素具有更多的属性。

（2）图像增强

每当一幅图像从一种形式变换到另一种形式，例如，经过成像、复制、扫描、传输或显示之后，输出图像的“质量”都可能比输入的图像差。因而，必须设法增强将要输出的图像的质量。

基本的图像增强方法包括：灰度修整（例如增强对比

度)、去模糊、平滑、消除噪声以及校正几何失真等。除最后一种外，所有的方法都很少或者没有设法去估计作用于图像上的质量降低的原因，但是这些方法考虑了图像质量降低的某些一般性质。通常，利用图像增强技术能抑制掉一幅图像中的一些选定特征，或者牺牲另一些特征来加强某些选定的特征。

(3) 图像恢复

图像恢复技术是用来处理由于一个或多个质量降级原因而记录下来的影像。对于图像质量下降的复原，一般可采用两种方法。一种方法适用于对图像缺乏已知信息的情况，此时可对退化过程（模糊和噪声）建立模型，进行描述，并进而寻找一种去除或削弱其影响的过程。

另一方面，若对于原始图像有足够的已知信息，则对原始图像建立一个数学模型并根据它对退化图像进行拟合。例如，假设已知图像中仅含有确定大小的圆形物体（如颗粒、细胞等），这样，由于仅是原始图像的很少的几个参数（数目、位置、幅度）未知，因此这是一个检测问题。

(4) 图像分割

为了描述图像的特定部分，必须将图像按照不同属性分割成不同部分，然后提取所要求的图像进行测量和计算。从一幅图像中提取物体的最普遍的方法是设置门限，也称为阈值。设给定图像 $f(x, y)$ 的灰度值范围为 $[z_1, z_k]$，t 是 $z_1 \sim z_k$ 之间的任一个数，则设置门限 t 的结果可以把整个图像变成二值图像

$$f_t(x, y) = \begin{cases} 1 & f(x, y) \geq t \\ 0 & f(x, y) < t \end{cases} \tag{7.3-79}$$

也可以设置两个门限，使一定灰度值范围内的图像变为1，范围外的图像为0，即

$$f_{[t_1, t_2]}(x, y) = \begin{cases} 1 & t_1 \leq f(x, y) \leq t_2 \\ 0 & 其余各处 \end{cases} \tag{7.3-80}$$

在经过上述图像预处理后，就可以对金相组织的特征物进行测量和分析计算。图7.3-15为图像分析仪图像数据处理流程原理图。

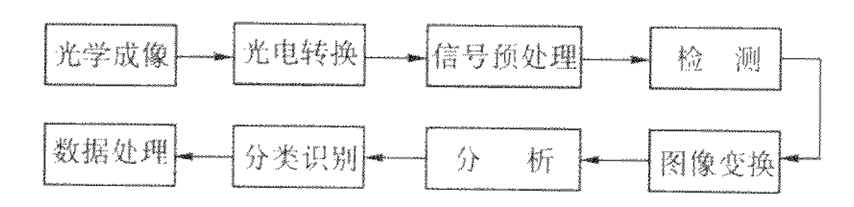


图7.3-15　图像分析仪图像数据处理流程原理图

3.3　基于PC机的图像分析仪

随着计算机技术的迅猛发展，设备复杂而庞大的自动图像分析仪正逐渐被基于PC的图像分析仪所替代。以前由大型自动图像分析仪有关硬件进行的工作可以由计算机软件轻松处理。基于PC的图像分析仪一般由显微镜、图像采集装置（一般为CCD或数码相机以及图像采集卡）、负责图像处理和分析测量的计算机以及显示输出单元组成。安装显微镜自动载物台后，在自动显微镜软件的控制下，可以实现自动图像分析。图7.3-16为基于PC的图像分析仪的原理简图。图7.3-17为一种基于PC的图像分析仪系统。

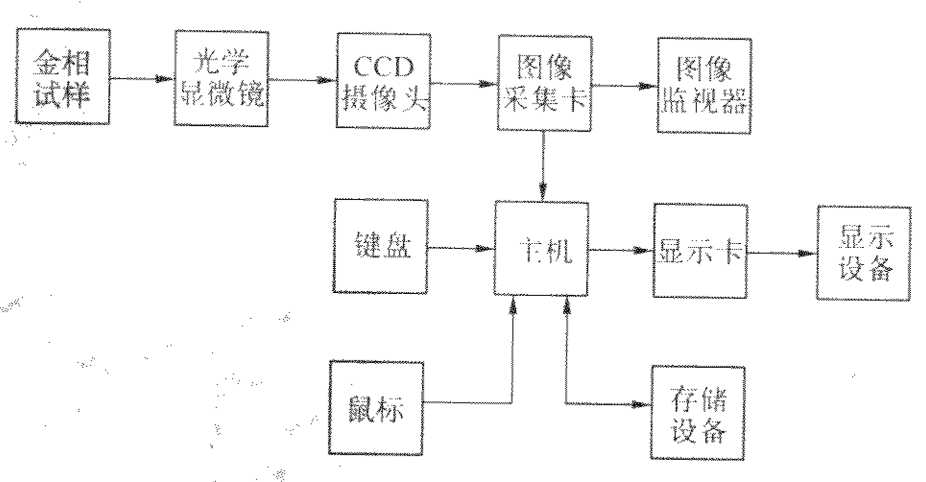


图7.3-16　基于PC的图像分析仪的原理简图

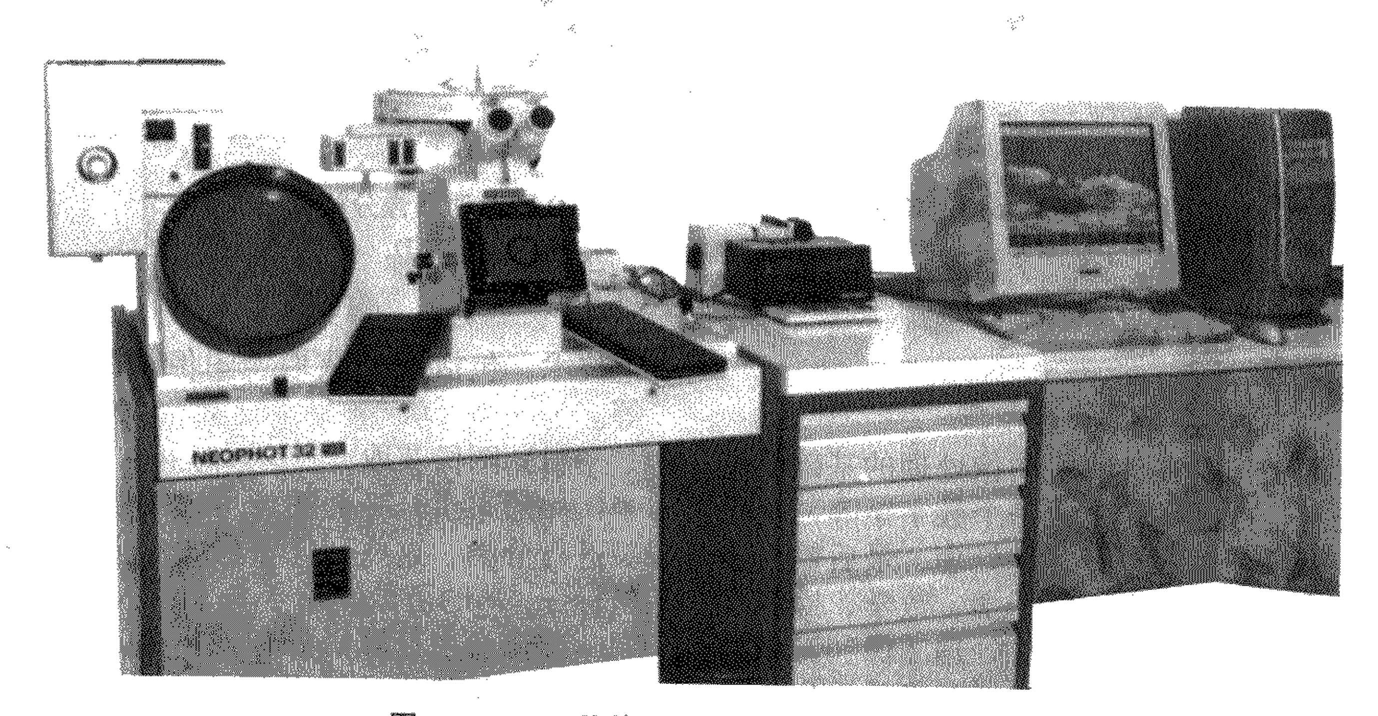


图7.3-17　一种基于PC的图像分析仪系统

数字图像来源一般有多种途径：数字CCD摄像机、数字CMOS摄像机、模拟CCD摄像机与配合使用的图像采集卡、扫描仪和数码相机、原子力显微镜、共焦显微镜以及其他途径获得的图像文件。采集到的数字图像直接送入计算机内存进行处理、分析和计算，速度更快。

除了能够完成大型自动图像分析仪所能完成的组织特征参数（如特征物面积、周长、长度、位置、形状因子、长宽比、球率等）的测量外，还可以根据材料的具体要求完成相应的定量金相分析功能。目前在基于PC的图像分析仪上实现的定量金相分析功能主要包括灰铸铁石墨长度评级、球墨铸铁球化分级和石墨大小分析、钢的脱碳层深度测量、钢中非金属夹杂物显微评定、多相面积百分比测定、平均晶粒度评级、混有珠光体的铁素体平均晶粒度评级、维氏显微硬度测定以及颗粒分析等几十种专用定量金相分析功能，可依据国家标准或国际标准给出定量分析结果。采用各种先进的图像处理技术和数学形态学运算，可以使分析测量的准确性大大提高。

目前许多基于PC的图像分析仪还提供了景深扩展功能。景深扩展对于定量金相在光学显微镜下的应用提供了更大的空间。众所周知，光学显微镜的性能取决于最高放大倍率和聚焦精度，而高分辨率与大景深是相互矛盾的。景深扩展技术克服了光学系统景深的限制，通过采集不同聚焦的视

场图像，然后将这些视场中聚焦清晰的部分提取并拟合，得到完全清晰的全景深图像。

在分析测量结果显示方面，基于 PC 的图像分析仪提供了可视化的分析报告，图像、分析测量结果数据以及统计直方图可以直接插入报告，并打印输出。

随着计算机网络技术的发展，许多基于 PC 的图像分析仪还提供了基于浏览器技术的图像分析功能，将大大扩展定量金相分析的应用，实现了资源共享。

3.4　自动图像分析的误差

自动图像分析中的常见误差可分为仪器误差、人为误差和随机误差。

3.4.1　仪器误差

仪器误差包括灰度阈值误差、分辨率误差与标定误差、边缘误差、逻辑误差、阴影误差、噪声误差以及几何畸变误差等。

1）灰度阈值误差　灰度阈值误差是所有误差类型中最重要的，因为仪器是根据操作者通过程序指令或人机对话所设置的灰度阈值对图像进行自动测量分析的，而所有几何测量均是在二值化后的图像上进行的。不准确的阈值设置会导致二值图像根本不能代表原来的真实图像，从而在最终测量结果中导致令人无法接受的误差，甚至导致全无意义的测量结果。这种误差在多项组织中各组成相的灰度级差异较小时最为突出，但在各组成相灰度级差异较大时依然可能存在。若组织中某待测相的灰度级分布在一个较大的范围内并与其他相的灰度级范围出现部分重叠，则情况更为复杂。在人工和半自动图像分析中，人脑的判断可能足以辨认特征物的边界，但在自动图像分析中，则可能由于无法正确设置阈值而难以对图像进行分析。

2）分辨率误差与标定误差　自动图像分析系统的空间分辨率取决于图像摄像设备，以视场中可分辨的扫描面积分数或像素点来表示。有限的空间分辨率将导致特征物的尖锐边界呈现一个表观厚度，从而导致灰度阈值设置误差。同时，有限的空间分辨率会限制特征物尺寸测量的准确性。例如对一个尺寸分布范围很宽的特征物系统进行测量时，若采用较高的放大倍数，则较大尺寸特征物出现边缘误差的概率增大；若降低显微镜放大倍数，则特征物所对应的像素点减少，增大了较小尺寸特征物的尺寸测量误差。这一矛盾会随着图像分析系统空间分辨率的降低而变得更加严重。

在进行自动图像分析时，一般都要对每个像素点所代表的实际尺寸进行标定，会引入标定误差。

3）边缘误差　边缘误差是由于特征物与测量框相切割而造成的测量误差。一般需要设置警戒区来减小这类误差。警戒区的尺寸选择受待测特征物尺寸和形状以及仪器分辨率的影响。

4）计数逻辑误差　特征物的计数在体视学测量中具有重要意义。由于不同图像分析系统或不同的操作者可能采用不同的特征物定义或在计数时采用不同的判据，会导致对同一组特征物的计数结果很不一致。

图像分析仪中常采用末端计数法、拓扑计数法和整特征物计数法三种逻辑判据对特征物进行计数。末端计数法也称为正切点计数法，即将所有特征物下端点的个数作为特征物的个数；拓扑计数法是将所有正切点和负切点分别计数，取二者之差作为特征物的个数；整特征物计数法是将特征物定义为由一条连续边界围成的面积并根据此定义进行特征物的计数。

5）阴影误差　阴影是指当检测相同灰度的样品时图像扫描设备的输出对应于视场内不同位置的虚假变化，使本来具有相同灰度的待测物的像呈现为不同的灰度级别，从而导致阴影误差。阴影误差的来源主要是显微镜光源系统不均匀造成的。

6）噪声误差　电子系统的噪声叠加在信号上，使特征物的边界不分明，从而导致测量结果的不稳定和不准确。较小的噪声表现为小的特征物在连续扫描时时隐时现，而严重的噪声则表现为显示器屏幕上的雪花。噪声的幅值取决于图像采集系统，并与摄像机的扫描速率有关。

7）几何畸变误差　由显微镜透镜系统和扫描系统的质量问题引起的误差，表现为视场中沿不同方向或在不同位置的放大倍数不同。

3.4.2　人为误差

人为误差是与操作人员直接相关的一些误差，如灰度阈值的不准确设置、由于人为造成的不正确标定、不适合的放大倍数造成的过大的边缘误差或分辨率误差等。人为误差还可能包括：体视学公式的错误选择或在体视学计算中引入不正确的假设导致的误差、所使用的样品代表性不足或测量的随机性不足导致的误差以及在样品制备过程中引入假象，歪曲了图像的真实面貌，导致测量结果不能代表原来样品的真实性质。

样品是分析误差的一个重要来源。取样的典型性是保证分析结果具有良好代表性的基础，只有选取典型样品才能得到符合实际的分析结果，如分析铸态石墨形态的样品不能只选取铸件浇冒口系统部位的样品，因为浇冒口部位的组织与铸件本体的组织有很明显的区别。

在应用图像分析仪进行测量和计算时，金相试样制备时的残留磨痕、抛光粉等异物的嵌入、某些组织的剥落、试样浸蚀深浅程度不均匀、以及试样不平等因素将会极大地影响定量金相测量数据的准确性。如球墨铸铁金相样品的制备过程中，由于石墨相与基体硬度差别太大，容易造成石墨相与金属基体界面轮廓模糊，甚至石墨相脱落，造成测量误差。金相试样制备不良带来的测量误差，经常成为图像分析仪测量误差中最重要的来源之一。

3.4.3　随机误差

随机误差的定义是在实际相同条件下多次测量同一量时，误差的绝对值和符号的变化时大时小，时正时负，没有确定的规律，也不可以预测但有补偿性的误差。随机误差可用随机不确定度来表示，只能反映测量的精密度而不能反映测量结果的准确度。随机不确定度只有和自动图像分析中的其他误差综合考虑才有意义。

4　定量金相学的应用

定量金相在材料科学与工程中的应用十分广泛，它主要用于理论研究和生产过程检验与控制，对材料的研究、生产和使用都具有极大的理论意义和实践意义。它不仅是控制机械零件内在质量的重要手段，而且能揭示金属材料显微组织形貌与加工制备方法之间的关系。定量金相技术，特别是与计算机技术相结合后，已成为人们研究各种材料，建立材料的显微组织之间、组织与材料成分、性能以及工艺之间的定量关系、研究材料组织转变动力学等的有力工具，被广泛应用于金属与合金的基本参数如密度、质量分数、晶粒度、相变激活能等的测量、合金相的鉴定、合金组织与性能的定量关系研究、合金相变热力学、合金相变动力学的研究等，为人们解决各种材料性能问题，开发新型高性能材料提供帮助，并推动了“合金设计”、“组织学”、“相变动力学”、“材料生产过程自动化”等综合学科的发展。

自 20 世纪 30～40 年代以来，由于定量金相学在理论研究、测试设备开发和生产应用等方面的卓越成果，定量金相在材料科学与工程中的应用日趋普遍。

4.1　金属与合金组织基本参数的定量分析测量

金属与合金组织基本参数的定量分析测量是定量金相分析的基础，只有通过二维组织基本参数的测量和计算，并把二维组织特征参数转换为需要的三维组织特征参数，才能确立合金组织与性能的定量关系。

4.1.1　合金组织特征物体积分数的确定

测量合金组织特征物体积分数的基本体视学公式为 $V_V = A_A = L_L = P_P$，主要采用计点法、截线法以及面积分析法，其中面积分析法是应用图像分析仪分析时最普遍采用的方法。

图 7.3-18 为低碳钢组织中铁素体体积分数的测定。

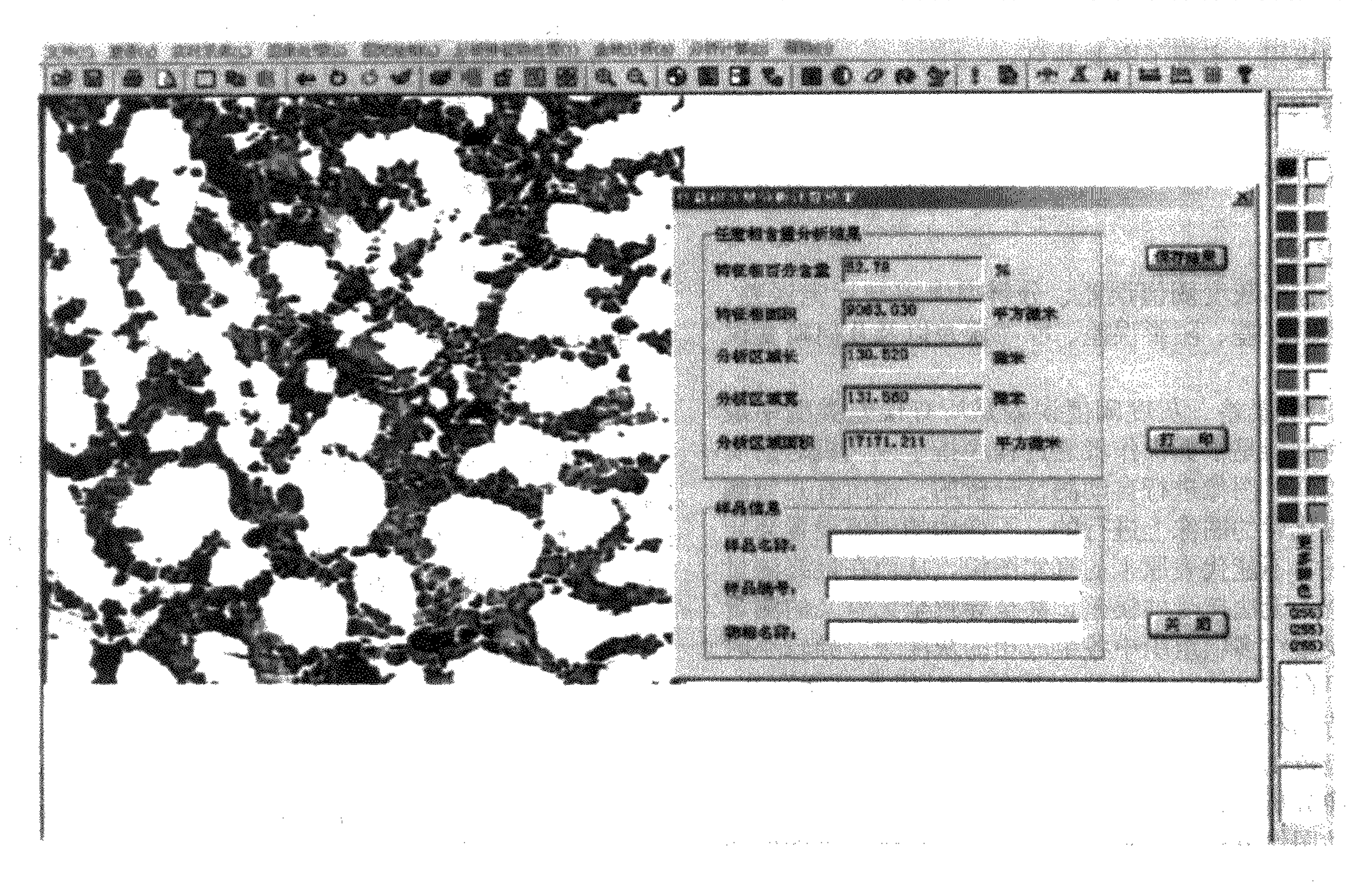


图 7.3-18　低碳钢组织中铁素体体积分数的测定

4.1.2　球墨铸铁石墨球特征参数的测量

球墨铸铁的金相检验是材料质量合格与否的重要检验手段，是确定金属熔化质量和工艺控制的根据。球墨铸铁的金相检验中最为重要的一项是石墨球的球化率等级以及石墨球数量，采用图像分析仪可以快速评定石墨球的球化等级（见图 7.3-19）。

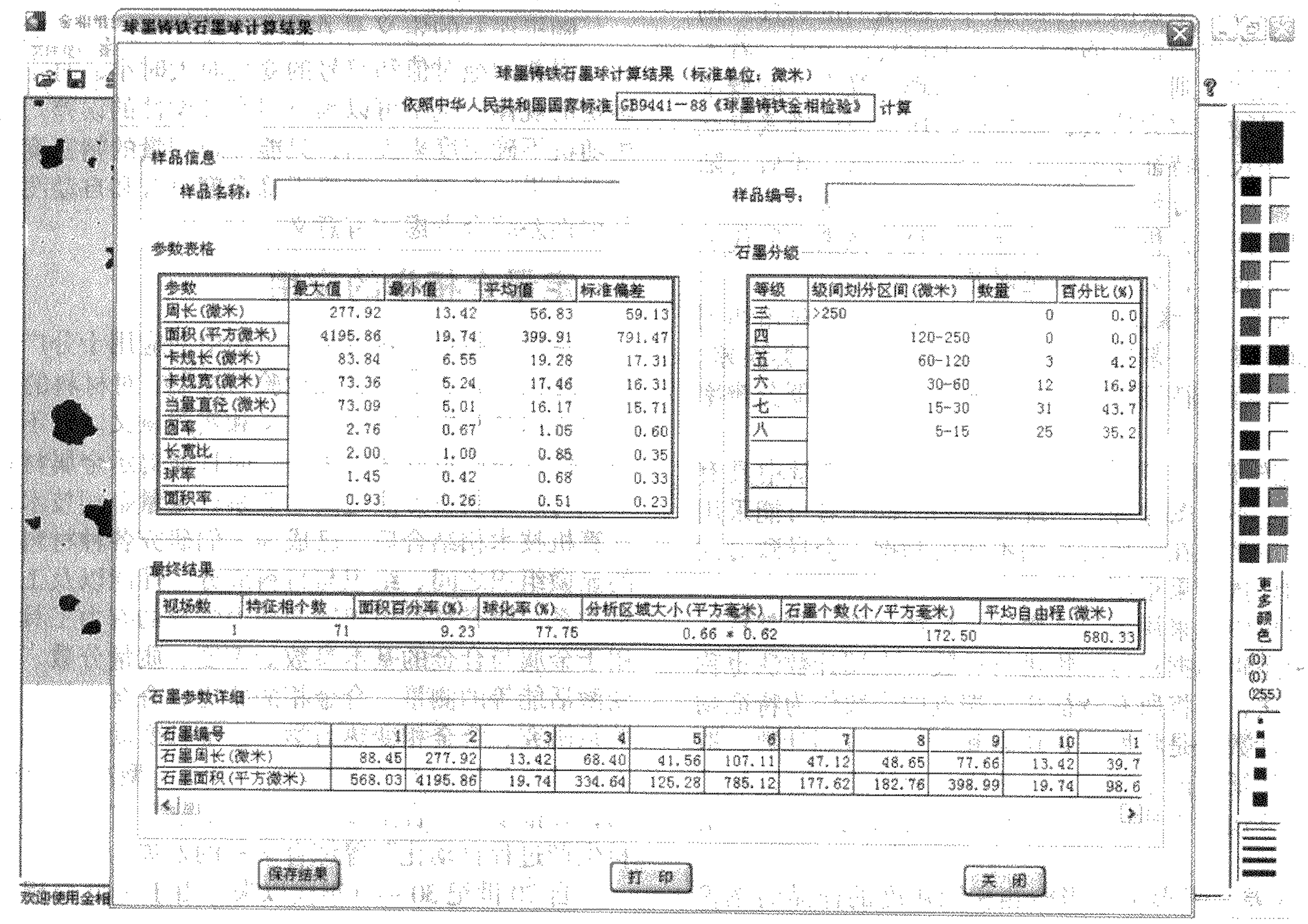


图 7.3-19　球墨铸铁石墨球特征参数的测定

4.1.3 灰铸铁金相检验的测量

灰铸铁的金相检验主要包括石墨分布形状、石墨长度、珠光体含量、珠光体片层间距以及碳化物、磷共晶的数量及分布等。采用定量金相的方法，可以很容易地计算出石墨长度、珠光体含量、珠光体片层间距以及碳化物、磷共晶的数量等。图 7.3-20 为采用图像分析仪计算石墨长度，图 7.3-21 为珠光体片层间距的测量。

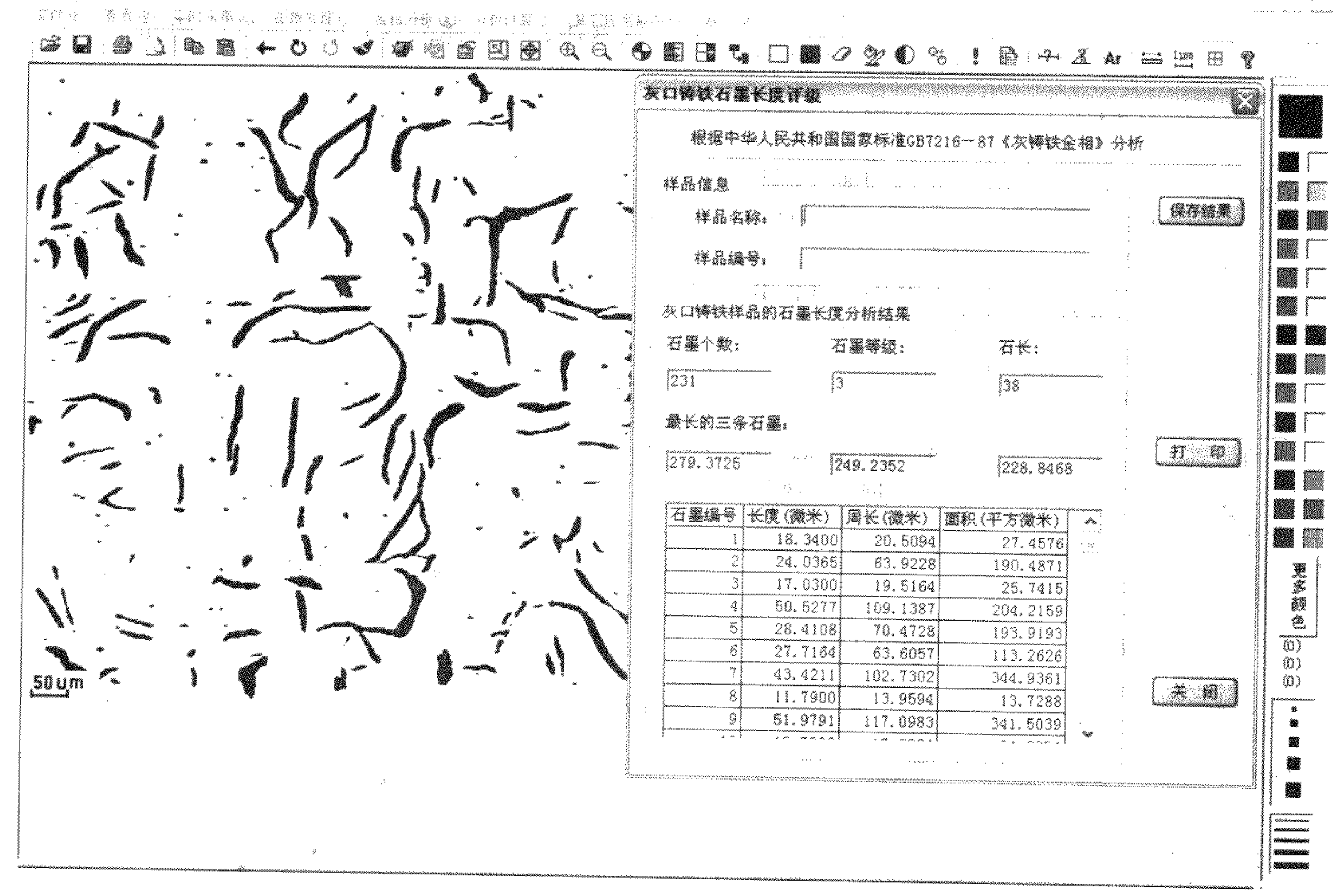


图 7.3-20　灰铸铁石墨长度的测定

4.1.4 合金晶粒度等级的测量

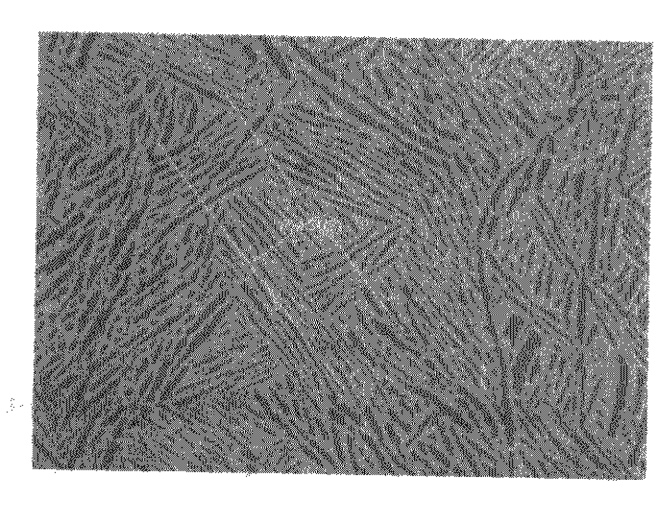


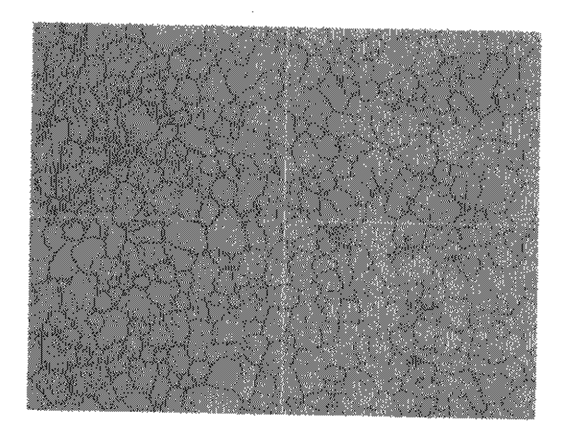
图 7.3-21　珠光体片层间距的测量

由于合金组织的晶粒大小对材料的各种性能都有很大的影响，因而合金晶粒度等级的评定是最常用的定量金相分析方法，生产中常把晶粒度等级的评定作为生产过程控制和材料质量标准之一。应用图像分析仪分析合金晶粒度等级时主要采用的定量金相方法为截线法（包括平行线法、对角线法、十字线法、三圆法、五圆法）和面积法。

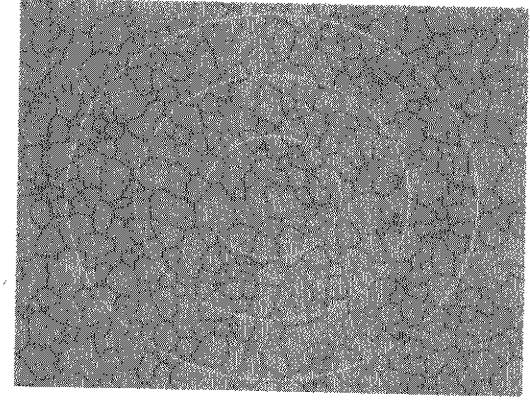
图 7.3-22 为合金晶粒度等级的三种测评方法。

4.2 研究材料组织与性能间的定量关系

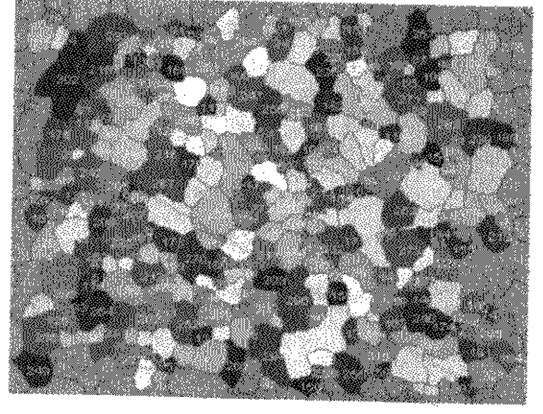
定量地测定材料的晶粒、亚晶、胞状结构的大小等组织性能参数对材料性能的影响是定量金相学最为重要，也最为广泛的一个方面，取得的研究成果也最大。早在 20 世纪 40～50 年代，金相的定量分析工作就已经开展，其目的在于要比较精确地了解组织与性能之间的关系，找出其规律性，应用某些可以测量或计算的参数来确切地表征组织的特点，寻找它们与性能的定量关系。表 7.3-11 列出了一些材料性能与其显微组织特征之间的几个重要关系式。



(a) 十字线法



(b) 三圆法



(c) 面积法

图 7.3-22　合金晶粒度等级的测量

4.2.1 晶粒尺寸与材料性能的关系

材料的晶粒度对材料的各种性能都有着强烈的影响，对强度、塑性、淬透性的影响尤为显著。随着晶粒的细化，不仅可以提高材料的室温强度，而且可以提高材料的塑性和韧

性，从而达到强韧化的目的。

表 7.3-11 与显微组织特征有关的重要关系式

事　项	关系式	研究者
析出硬化-Mott-Nabarro 理论	$\tau \propto V_V$	N. F. Mott and F. R. Nabarro（1948）
析出硬化-Orowan 机制	$\tau \propto 1/\lambda$	E. Orowan（1948）
多晶体强度-Hall－Petch 关系	$\sigma_s \propto d^{-1/2}$	E. O. Hall（1951）and N. J. Petch（1953）
变形应力与位错密度的关系	$\tau \propto \rho^{1/2}$	J. Bailey and P. B. Hirsch（1960）
布氏硬度和单相金属晶界面积的关系	$HBS \propto S_V$	—
核生成-成长的 Johnson－Mehl 公式	$V_V = 1-\exp(-kt^n)$	W. A. Johnson and R. F. Mehl（1939）
珠光体生长速度与层片间距的关系	vs^2 = 常数	C. Zener（1946）
晶粒生长	$d \propto t^n$	P.A.Beck 等（1948）
奥氏体生长理论	$\bar{r} \propto t$	G.W.Greenwood（1956）I. M. Lifshitz and V. V. Slyozov（1959）

符号说明：t—加热时间；v—珠光体生长速度；s—层片间距；τ—切应力；σ_s—屈服；λ—粒子间距；d—晶粒直径；$\bar{r}$—粒子平均半径；ρ—位错密度；k，n—常数；S_V—晶粒表面积。

定量金相分析专家在通过大量的试验后，总结出了材料性能和晶粒度的定量计算公式，其中最为重要、应用也最为广泛的是 Hall－Petch 公式，即材料室温强度与晶粒直径的定量关系。E. O. Hall 和 N. J. Petch 于 20 世纪 50 年代初根据大量的试验数据归纳出材料室温屈服强度 σ_s 与晶粒直径 d 的倒数的平方根之间的关系，即

$$\sigma_s = \sigma_0 + kd^{-1/2} \tag{7.3-81}$$

式中，σ_s 为与晶粒度大小无关的强度分量；k 为比例常数。

Hall－Petch 公式的应用范围很广，适用于纯金属或单相合金屈服强度与晶粒大小的定量关系，还可以推广到许多多相组织的合金。图 7.3-23 所示为低碳钢晶粒尺寸与屈服、流变和断裂强度间的关系。其中 ε 为冷加工预应变量。从图中可以清楚看到低碳钢的下屈服点、各种应变下的流变应力以及断裂应力与晶粒尺寸的关系符合 Hall－Petch 关系式。

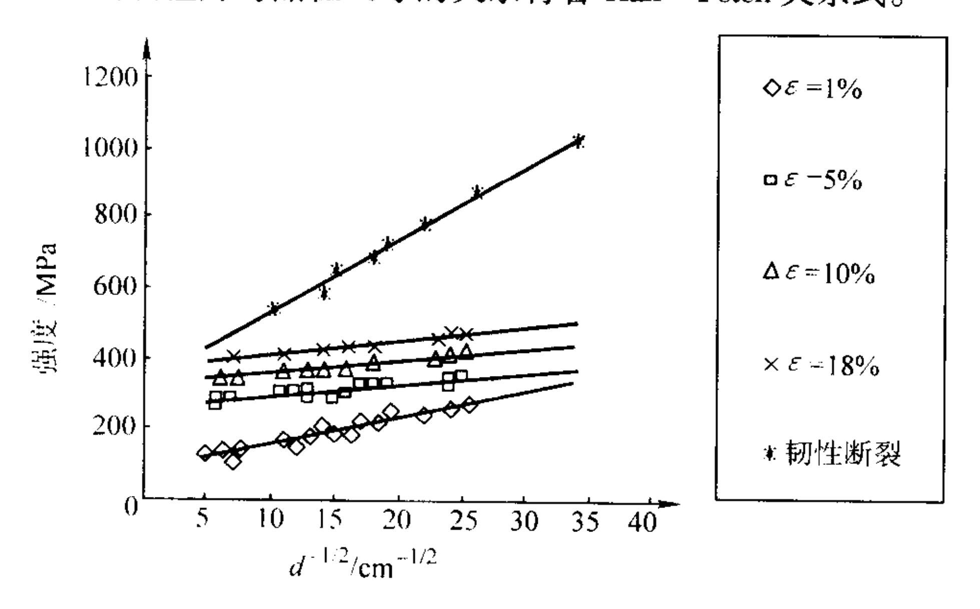


图 7.3-23 低碳钢晶粒尺寸与屈服强度、流变强度和断裂强度间的关系

对于钢的淬火组织，若把马氏体板条束的宽度看成是和晶粒直径相当的组织特征参数，则板条马氏体宽度对钢屈服强度的影响也符合 Hall－Petch 关系式。图 7.3-24 为 Fe－Mn 合金马氏体和质量分数为 0.2%C 钢马氏体的 $\sigma_{0.2}$ 与 $d^{-1/2}$ 之间的关系，它表明马氏体板条束宽度的强化作用与一般晶界（铁素体、奥氏体晶界）的作用完全相同。

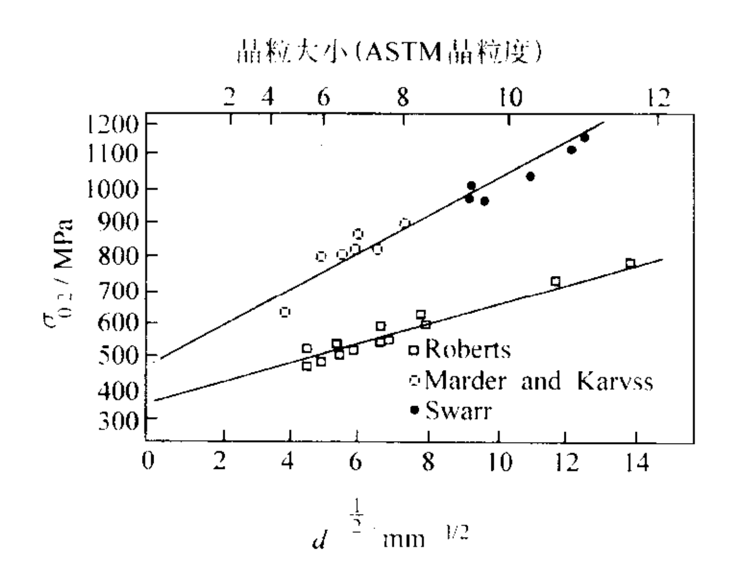


图 7.3-24 Fe－Mn 合金和 $w(C)=0.2\%$ 钢马氏体的 $\sigma_{0.2}$ 与 $d^{1/2}$ 关系图

晶粒度还与材料的延性-脆性转变温度有关，图 7.3-25 为铁素体晶粒大小对韧性-脆性转变温度的影响。

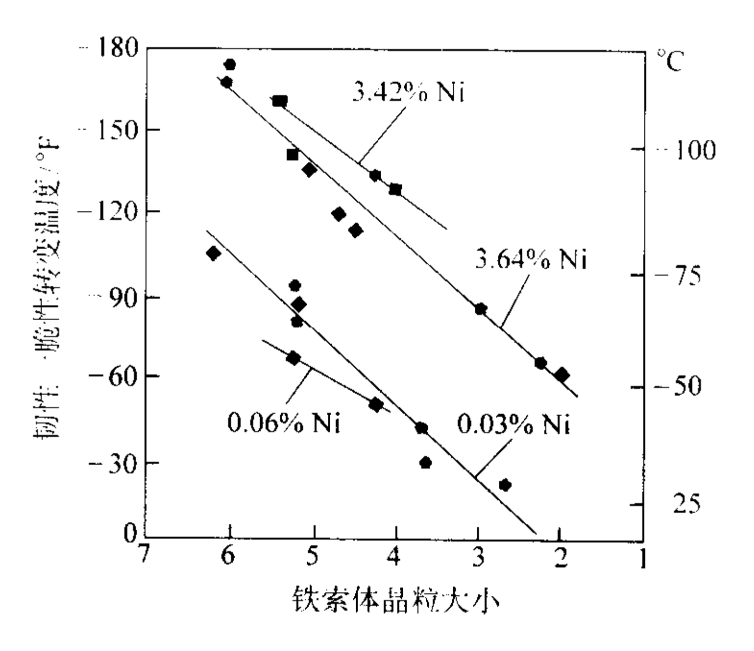


图 7.3-25 铁素体晶粒大小与韧性-脆性转变温度的关系

材料淬透性也与晶粒度有定量关系，见图 7.3-26，晶粒越细，材料的淬透性越差。

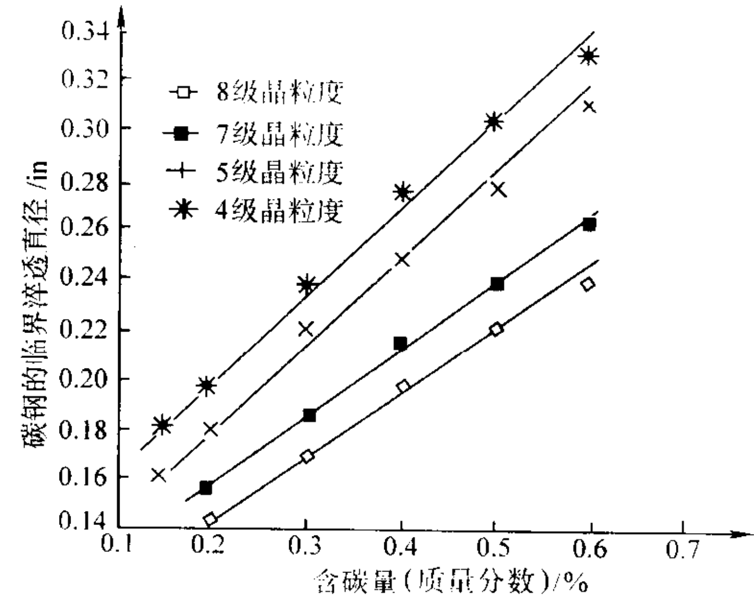


图 7.3-26 ASTM 晶粒度级别对低合金马氏体型碳钢的临界淬透直径的影响

材料的平面应变断裂韧度 K_{IC} 是材料的重要韧性指标之一，它是从断裂力学的观点研究材料的失效过程的。K_{IC} 反映了裂纹失稳扩展过程所消耗的能量，它与合金的成分和组

织结构等因素有关。材料断裂过程中晶界阻碍裂纹扩展，改变位错的滑移方向。因而材料晶粒度越大，则晶界面积越大，裂纹失稳扩展所消耗的能量也相应增加，即 K_{IC} 值增加。图 7.3-27 为 Fe-18Ni-2Al 马氏体时效钢晶粒大小与 K_{IC} 和裂纹形核时的应力强度因子 K_S 的关系。

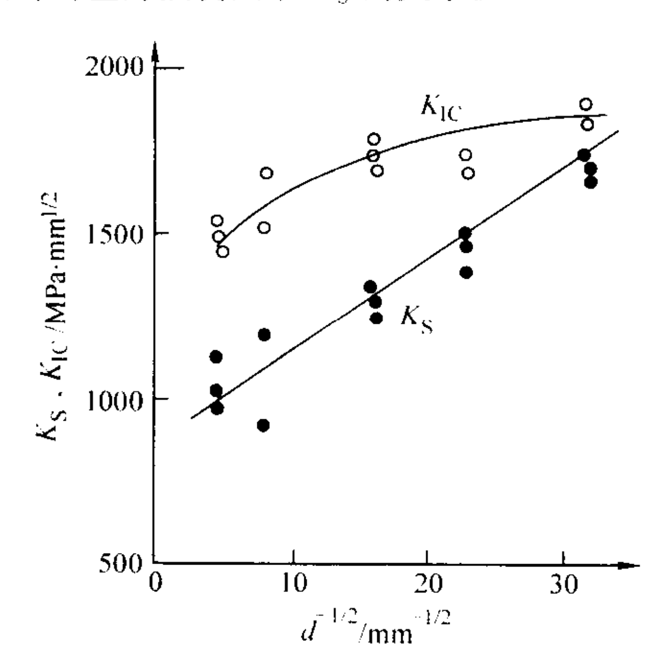


图 7.3-27 Fe－18Ni－2Al 马氏体时效钢晶粒大小与 K_{IC} 和 K_s 的关系

4.2.2 第二相颗粒与材料性能的关系

(1) 弥散强化的定量研究

在弥散强化是金属材料最常用和最有效的强化手段之一，其效果不仅与弥散相（第二相粒子）的本质有关，而且受到弥散相数量、大小、形状和分布的极大影响。

弥散强化的位错机理和定量计算是由 E. Orowan 最先提出的。细小的第二相硬粒子阻碍基体相中位错的运动，当位错线强行通过时，将在粒子周围形成位错环，位错绕过第二相颗粒的应力 τ 与颗粒间距 λ 成反比，即

$$\tau=\frac{Gb}{2\pi K\lambda}\ln\left(\frac{\lambda}{2b}\right) \qquad (7.3\text{-}82)$$

式中，G 为切变弹性模量；b 为位错柏氏矢量；K 为与位错类型有关的系数，对螺型位错 $K=1$，对刃型位错 $K=1-\gamma$（γ 为泊松比）。

当颗粒很小时，颗粒间的平均间距近似等于弥散颗粒间的平均自由程 $\overline{\lambda}$。图 7.3-28 为 Al－Cu 合金的弥散强化强度与弥散颗粒间距之间的关系。

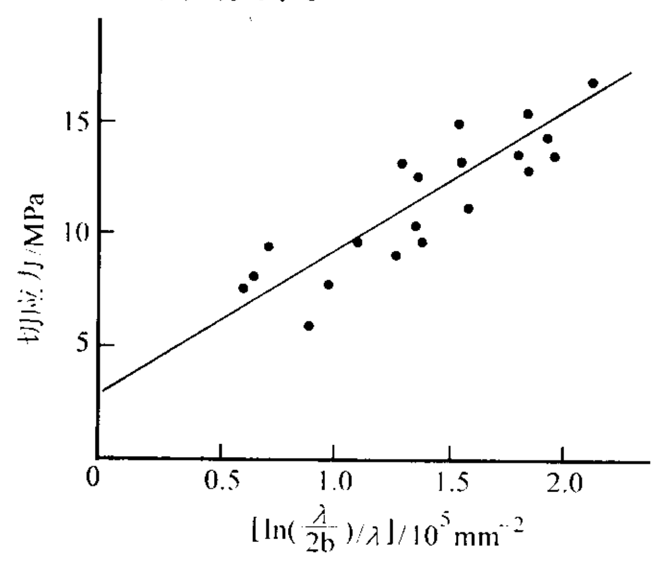


图 7.3-28 Al－Cu 合金弥散强度与弥散颗粒间距的关系

(2) 钢中非金属夹杂物对材料性能的影响

熔炼中形成的非金属夹杂物对钢的力学性能的影响，主要是指对强度和韧性的影响。非金属夹杂物对钢的抗拉强度的影响与其形态、几何参数以及分布等组织参数密切相关。图 7.3-29 为硫化物的长度对材料韧性（裂纹张开位移）的影响。

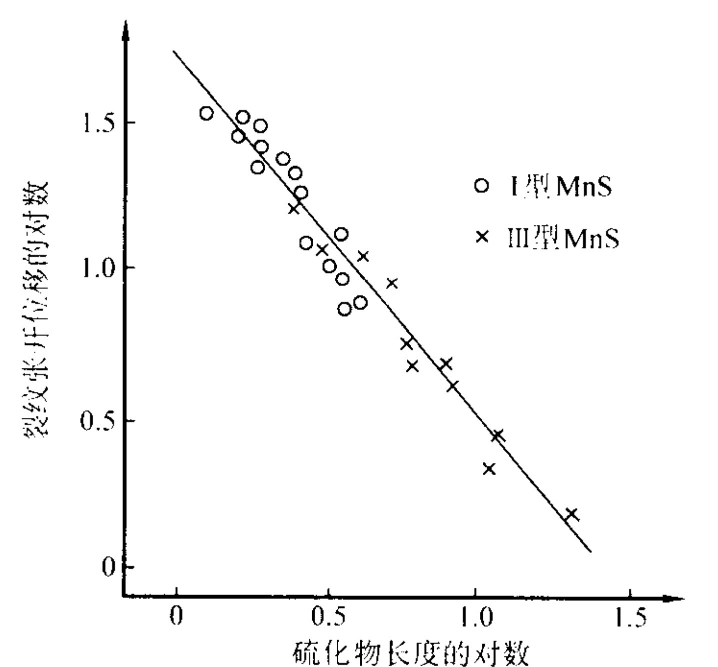


图 7.3-29 硫化物的长度对材料韧性的影响

4.3 研究相变过程动力学

合金相变动力学是研究相变过程中的组织（或相）转变量随时间变化的规律，这对于探索相变机理、转变组织特征，以及制定正确的热处理工艺等都起着重要的作用。定量金相技术可以用于研究金属和合金材料在相变过程中形成稳定核心的速率和这些核心的长大速度等问题。

测定单位体积内新相的个数 N_V 随时间的变化率，就可得到稳定核心的形核速率 $dN_V/dt=\overline{N}$。较为简单的方法是测定不同时间下的新相个数 N_V，给出新相个数与时间 t 的关系曲线，从 N_V-t 曲线在某一点处的斜率来确定该时间（点）的名义形核速率 $\overline{N}$。如果假设新相形状为球状，根据体视学有关公式，可以推导出三维体积内的新相晶粒数目 N_V，即

$$N_V=(1/\overline{D})\ N_A \qquad (7.3\text{-}83)$$

式中，N_A 为二维截面上单位测量面积中新相晶粒个数；$\overline{D}$ 为新相平均晶粒截面直径。

要测定新相的长大速率需要同时测量两个体视学参量，即新相的体积分数 N_V 和单位体积内新相的总界面积 S_V。根据体视学原理，可以推导出新相的平均长大速率 $\overline{G}$，即

$$\overline{G}=\frac{dV_V}{dt}\times\frac{1}{S_V} \qquad (7.3\text{-}84)$$

测出不同时间的 V_V 和 S_V，作出 V_V-t 曲线，从曲线求出相应某一时间下的 $\frac{dV_V}{dt}$，就可以得到此时的新相平均长大速率。

编写：陈祥（清华大学）

第 4 章　型砂性能检测

造型、制芯用原材料及其混合料的质量，将直接关系到铸件的质量和铸造生产的经济效益。因此，对造型材料各种性能的试验和检测越来越受到重视。随着近代检测技术的发展，造型材料的检测试验方法和实验仪器也在不断地完善和改进，新的试验方法和仪器不断涌现。因此，这里除尽可能搜集国家和有关行业颁布实施的试验方法之外，也搜集了一些虽然不是标准的、但是为企业和科研单位普遍采用的测试方法。其中，标准方法后面均注明有标准号，其余未注明标准号的均为参考方法。

1　原材料

造型、制芯用原材料的质量直接影响其混合料的质量，原材料的质量好坏将关系到铸件的质量和铸造生产的经济效益。因此，对造型、制芯用原材料的质量要求越来越受到广大铸造工作者的重视，因为它是获得高质量型（芯）砂的必要条件，也是获得高质量铸件的首要条件。

造型、制芯用原材料一般分为原砂（耐火材料）、黏结剂、附加物三大类。

1.1　取样方法

为检验原材料的质量，首先应对其提取样品，选取的样品应具有代表性。所选取的样品必须注明其名称、生产单位和取样日期。检验后，应将剩余样品保存 3 个月，以备复查。

1）固体材料　散装的固体材料样品是在火车车厢、船舱、汽车或材料库中，从离边缘和表面 200 ~ 300 mm 的各角及中心部位，用取样器选取；袋装材料的样品由同一批量的 1%袋中用取样器选取，但不得少于 3 袋；所选取的样品总质量不得少于 3 kg。如果从外观上对某一部分的材料质量有疑问时，应单独取样和检验。

检验所需的试样用“四分法”或用分样器从样品中选取。试样数量根据检验项目而定。

除了供测定含水量的试样外，其他检验所用的试样需经 105℃ ± 5℃烘干，然后将烘干的试样存放于干燥器中，以备检验用。

2）液体材料　液体材料的样品用玻璃采样管选取，采样管的长度应大于桶高的 2/3。样品由同一批量的 10%包装桶中选取，但不得少于 3 桶；所选取的样品总质量不得少于 1 kg。如果从外观上对某一部分的材料质量有疑问时，应单独取样和检验。

1.2　原砂（耐火材料）

原砂是构成型（芯）砂的基础材料，其使用量（质量分数）一般为混合料的 80%（湿型砂）至 98%（呋喃树脂自硬砂），有些工艺的原砂使用量的比率甚至更高（“V”法及消失模工艺为 100%）。

硅砂、石灰石砂（“70”砂）、铬铁矿砂、钛铁矿砂、锆砂、镁砂、橄榄石砂、刚玉砂（白刚玉、棕刚玉）、耐火熟料（铝矾土砂、焦宝石砂、煤矸石砂）、碳质砂等统称为原砂。

读者可根据使用的原砂种类和性能要求选择其中几个项目来检测，而不必检验全部项目。

1.2.1　堆密度 ρ_d

在自然紧密堆积状态下单位体积的原砂质量称为堆密度，用 g/cm³ 表示。

将烘干的原砂试样装入 100 mL 量筒至刻线，用橡皮锤或其他工具轻敲量筒侧面和顶部，试样体积减少时再补加至刻线，继续敲击和加入试样直至其体积稳定在 100 mL 刻线处。称取量筒中 100 mL 试样的质量，其堆密度可按式（7.4-1）计算。

$$\rho_d = \frac{m}{100} \tag{7.4-1}$$

式中，ρ_d 为堆密度，g/cm³；m 为 100 mL 原砂的质量，g；100 为原砂的体积，mL 或 cm³。

1.2.2　密度 ρ_V

单位体积原砂所具有的质量称为密度，用 g/cm³ 表示。

在量筒的 100 mL 刻线以上，借助滴定管再划 3 mL 刻线，每格 1 mL（也可用大于 100 mL 的量筒）。用滴定管向量筒中加水，加水量应比 100 mL 紧密堆积的原砂中的空隙体积多 1 mL，可由实验测得，也可估计（约 40 mL 左右）。但必须准确记录所加水的毫升数。

将原砂试样缓慢加入到量筒中，保持料位低于水位，同时进行敲击和振动。当固体料位达到 100 mL 并保持稳定时，水位应在 100 mL 刻线以上几毫升，如 3 mL 处。若水位不足 100 mL，应用滴定管补加；若水量过多，则应修正初次的加水量，重新试验。

从滴定管加入的总水量中，减去超过 100 mL 刻线的水毫升数，即得占据 100 mL 原砂中空隙的水量。用 100 减去此水量即为原砂实际所占的体积 V。精确称取原砂、量筒和水的总质量，再减去量筒和水的质量，即得此种原砂的质量 m。原砂的密度 ρ_V 可按式（7.4-2）计算：

$$\rho_V = \frac{m}{V} \tag{7.4-2}$$

式中，m 为 100 mL 原砂的质量，g；V 为 100 mL 原砂所占的实际体积，mL。

1.2.3　含水量

原砂中所含水的质量分数称为含水量（标准方法，GB/T 2684—1981）。含水量的测定有快速法和仲裁法两种。

1）快速法　称取试样 20 g ± 0.05 g，均匀铺放在盛砂盘中，将盛砂盘置于红外线烘干器（图 7.4-1）内烘 6 ~ 10 min，然后放在干燥器中冷却至室温，重新称其质量。原砂的含水量可按式（7.4-3）计算。

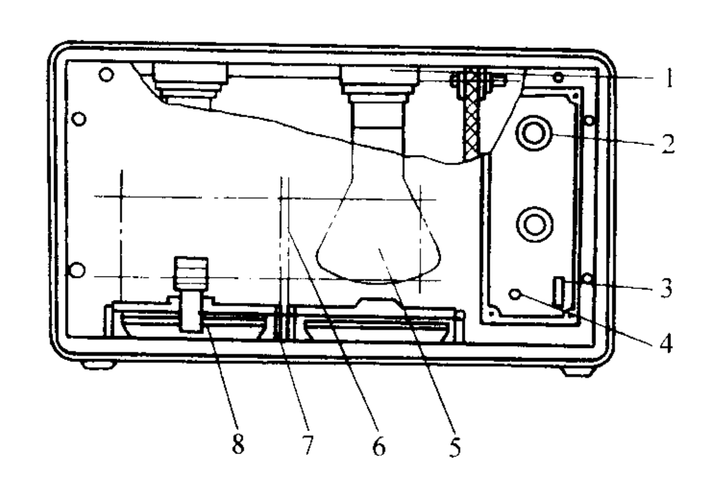


图 7.4-1　双盘红外线烘干器结构简图

1—灯座；2—定时器旋钮；3—电源开关；4—指示灯；5—红外线灯泡；6—隔板；7—导向槽；8—盛砂盘

$$w(H_2O)=\frac{m_1-m_2}{m_1}\times 100\% \qquad (7.4\text{-}3)$$

式中，$w(H_2O)$ 为原砂含水量，%；m_1 为烘干前试样的质量，g；m_2 为烘干后试样的质量，g。

2）仲裁法　称取试样 50 g ± 0.01 g，置于玻璃皿内，在温度为 105～110℃的电烘箱内烘干至恒重（烘 30 min，称其质量，然后每烘 15 min 称量一次，直至相邻两次称量之间的差不超过 0.02 g 时，就算恒重）。将此试样置于干燥器中冷却至室温，再进行称量，然后用式（7.4-3）计算含水量。

1.2.4　含泥量

原砂中含有的直径小于 0.020 mm 颗粒部分的质量分数称为含泥量。

1）标准方法（GB/T 2684—1981）　称取烘干的原砂试样 50 g ± 0.01 g，放入容量为 600 mL 的专用洗砂杯（图 7.4-2）中，再加入 390 mL 的水和 10 mL 质量分数为 5% 的焦磷酸钠溶液。煮沸 3～5 min 后，将洗砂杯置于涡旋式洗砂机（见图 7.4-3）上搅拌 15 min。取下洗砂杯，加清水至标准高度 125 mm 处，用玻璃棒搅拌 30 s 后，静置 10 min，用虹吸管排除浑水。第二次再加入清水至标准高度 125 mm 处，重复上述操作。第三次以后的操作与上述相同，但静置时间为 5 min（若测试结果要求非常精确时，可根据表 7.4-1 所列不同水温选择静置时间）。这样反复多次，直至洗砂杯中的水透明无泥为止。

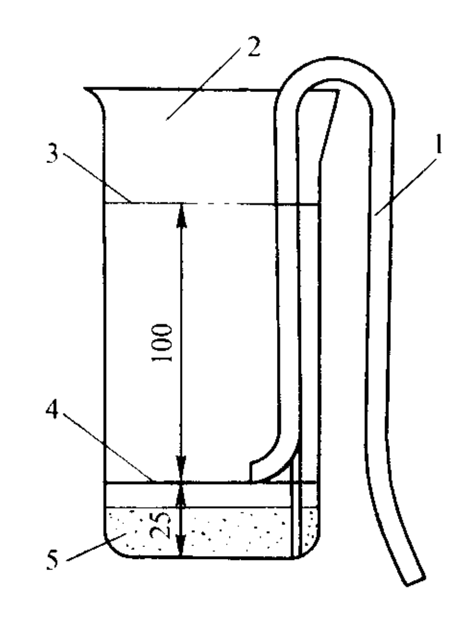


图 7.4-2　洗砂杯

1—虹吸管；2—洗砂杯；3—液面；4—标准液面高度；5—砂样

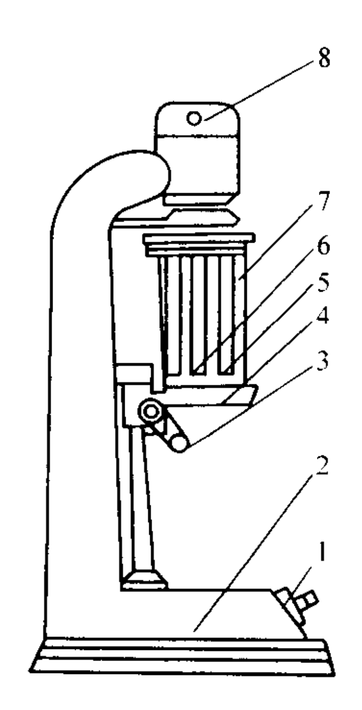


图 7.4-3　涡旋式洗砂机

1—电源开关；2—机体；3—定位扳手；4—托盘；5—阻流棒；6—搅拌轴；7—洗砂杯；8—电动机

表 7.4-1　水温与静置时间的关系

水温/℃	10	12	14	16	18	20	22	24
静置时间/s	340	330	315	300	290	280	270	255

最后一次将洗砂杯中的清水排除后，把试样和余水置于 ϕ100 mm 左右玻璃漏斗上的定性滤纸进行过滤，待余水滤净后，将试样连同滤纸移入玻璃皿中，在 140～160℃下烘干至恒重，再将其置于干燥器中冷却至室温称试样质量，原砂的含泥量（质量分数）$w(N)$ 可按式（7.4-4）计算。

$$w(N)=\frac{m_1-m_2}{m_1}\times 100\% \qquad (7.4\text{-}4)$$

式中，$w(N)$ 为含泥量，%；m_1 为水洗前试样的质量，g；m_2 为水洗后试样的质量，g。

2）连续式含泥量测定法　采用连续式含泥量测定仪（原理见图 7.4-4）对原砂进行连续冲洗，试验时不断地向洗砂瓶底部灌入净水，水流将连续冲洗洗砂瓶底部的砂样。调节水流上升速度等于泥分最大颗粒在静水中下沉速度，这样直径大于 0.020 mm 的砂粒就在一定流速的流水中沉积，而直径小于 0.020 mm 的泥分就不会下沉，由洗砂瓶上部和水一起排出。上述操作直至砂样上部的水透明为止。将盛砂盘放在洗砂瓶下部，放开止水夹，冲洗好的砂样随水流入盘中，静置 5 min 后，将多余的水慢慢倒出。再将盛砂盘与砂样一同放入 140～160℃干燥箱中烘干至恒重。再将其置于干燥器中冷却至室温称试样质量，原砂的含泥量可按式（7.4-4）计算。

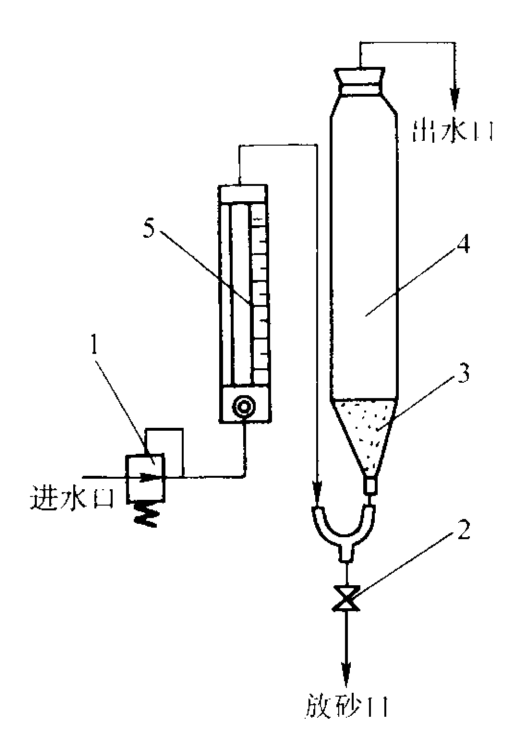


图 7.4-4　连续式洗砂原理示意图

1—减压阀；2—止水夹；3—砂样；4—洗砂瓶；5—流量计

3）自动虹吸洗砂测定法　用自动虹吸式洗砂机（原理见图 7.4-5）不断重复加水→静置→虹吸→加水→再静置的操作，直至洗砂杯中砂样上部水清为止。再将盛砂盘与砂样一同放入 140～160℃干燥箱中烘干至恒重。然后将其置于干燥器中冷却至室温称试样质量，原砂的含泥量可按式（7.4-4）计算。

1.2.5　粒度及其分布

原砂的粒度反映原砂的颗粒大小及分布状态（标准方法，GB/T 9442—1998）。

测定粒度用的试样，除特别注明外，应选取测定过含泥量的烘干试样。试验时，首先将筛砂机（见图 7.4-6）的定时器旋钮旋至 15 min 的位置（如采用电磁微振式筛砂机（见图 7.4-7），还要将振幅指示器调至 3 mm 处），再将试样放在全套的铸造用试验筛最上面的筛子上，固定好筛子进行筛分。

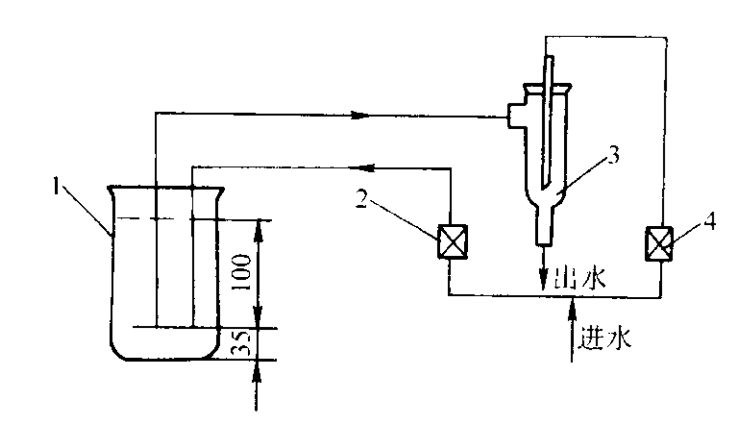


图 7.4-5 自动虹吸式洗砂机原理图
1—烧杯；2—加水阀门；3—抽滤器；4—吸水阀门

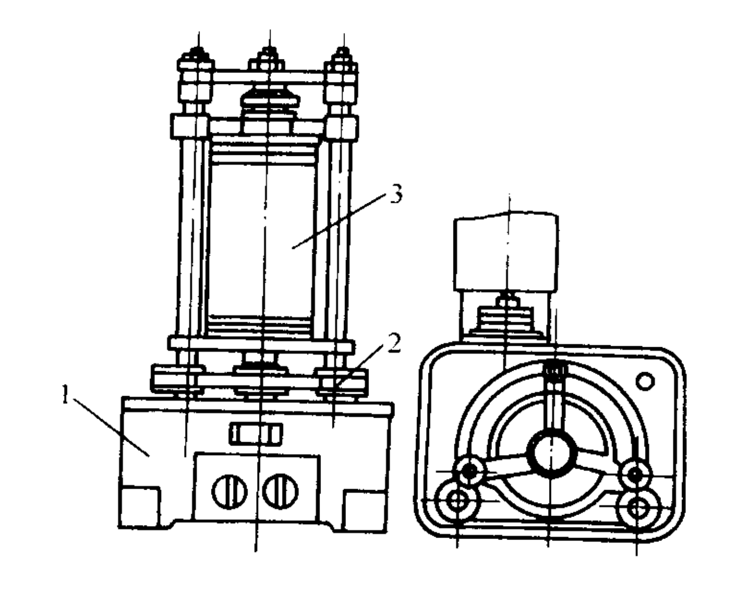


图 7.4-6 振摆式筛砂机结构简图
1—电动机及齿轮箱；2—振筛架；3—试验筛

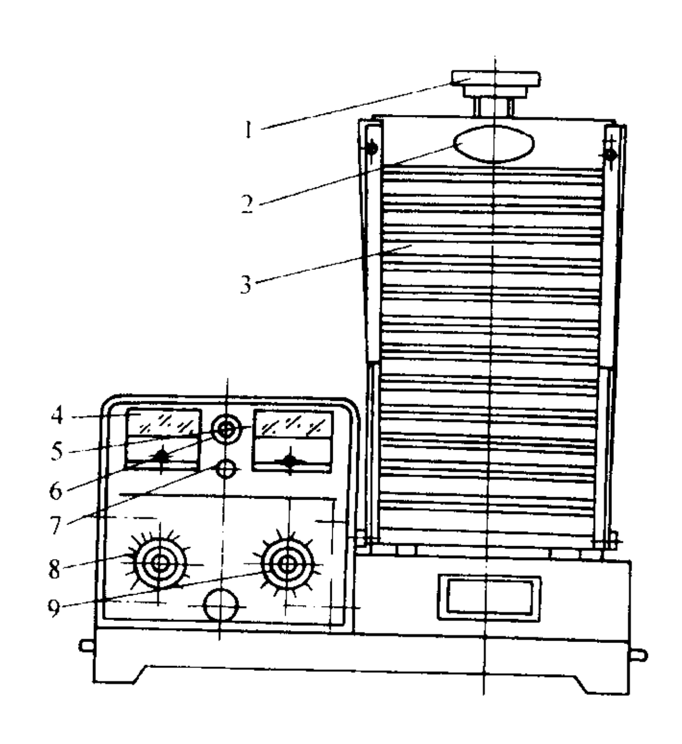


图 7.4-7 电磁微振式筛砂机结构简图
1—紧固旋钮；2—振幅指示牌；3—试验筛；4、5—电压表；6—指示灯；7—电源开关；8—定时器旋钮；9—调幅旋钮

当筛砂机自动停止后，取下筛子，依次将每个筛子及底盘上所余留的砂子分别倒在光滑干净的纸上，并用软毛刷仔细地从筛网的反面刷下夹在筛孔中的砂粒。称取每个筛子上砂子的质量并计算出其占试样总量的质量分数，即得砂样的粒度分布值。

试验后，将每个筛子及底盘上的砂子质量和泥分含量相加，不应超过 50 g ± 0.1 g，否则应重新进行试验。

若采用未经测定含泥量的试样时，应称取 50 g ± 0.1 g 试样进行试验。

原砂粒度的表示方法：现行铸造用硅砂标准（GB/T 9442—1998）对原砂粒度主要有两种表示方法，即以主要粒度组成部分的三筛或四筛的首尾筛号表示法和平均细度法表示法。

铸造用硅砂（其他原砂同此）的粒度采用铸造用试验筛进行分析，其筛号与筛孔的基本尺寸应符合表 7.4-2 的规定。计算出筛分后各筛上的停留量占试样总量的质量分数，其中相邻三筛停留量质量分数不少于 75% 或四筛停留量质量分数不少于 85%，即视此三筛或四筛为该砂的主要粒度组成，然后以其首尾筛号表示，如 30/50 或 30/70。

表 7.4-2 铸造用试验筛筛号与筛孔尺寸的关系

筛 号	6	12	20	30	40	50	70	100	140	200	270
筛孔尺寸/mm	3.35	1.70	0.85	0.60	0.425	0.300	0.212	0.150	0.106	0.075	0.053

平均细度可直接反映原砂的平均颗粒尺寸，表 7.4-3 为砂粒细度因数表。原砂的平均细度计算方法，是先计算筛分后各筛上砂粒停留质量占砂样总质量的百分数，再乘以表 7.4-3 所列相应的砂粒细度因数，然后将各乘积数相加，用乘积总和除以各筛号停留砂粒质量百分数的总和，并将所得数值根据数值修约规则取整，其结果即为平均细度。平均细度的计算公式见式（7.4-5）。

$$\eta = \frac{\sum P_n X_n}{\sum P_n} \tag{7.4-5}$$

式中，η 为砂样的平均细度；P_n 为 n 筛号上停留砂粒质量占总量的百分数；X_n 为 n 筛号细度因数。

表 7.4-3 砂粒细度因数表

筛号	6	12	20	30	40	50	70	100	140	200	270	底盘
细度因数	3	5	10	20	30	40	50	70	100	140	200	300

以表 7.4-4 所列试样为例，该砂样的平均细度可表示为：$\eta = 4\,663.4/98.88 = 47$。

表 7.4-4 平均细度筛号系数及计算实例

试样质量 = 50 g 、泥分质量 = 0.56 g、砂粒质量 = 49.44 g

筛 号	各筛上的停留量		细度因数	乘 积
	g	%		
6	无	0.00	3	0
12	0.06	0.12	5	0.6
20	1.79	3.58	10	35.8
30	4.99	9.98	20	199.6
40	7.09	14.18	30	425.4
50	12.85	25.70	40	1 028.0
70	15.57	31.14	50	1 557.0
100	3.97	7.94	70	555.8
140	1.85	3.70	100	370.0
200	0.79	1.58	140	221.2
270	0.09	0.18	200	36.0
底盘	0.39	0.78	300	234.0
总和	49.44	98.88	—	4 663.4

1.2.6　比表面积

单位质量的原砂所具有的表面积之和称为比表面积，用 cm^2/g 表示。

1）原砂的实际比表面积测定方法Ⅰ（标准方法，GB/T 9442—1998）　首先称取去泥并烘干的试样 50 g±0.01 g，然后均匀将其倒入比表面积测定仪（见图 7.4-8）带漏斗的玻璃试管内，用小木棒轻轻敲打试管，直至砂子的体积不再减少为止，记录下砂样的体积 V（mL），并测量出砂柱的高度 h（cm），然后将试管固定在试座上并密封。打开电源开关，按下"复位"按钮后，再按下"吸气"按钮使液面升至 M_1 处，测定仪的数码管自动"清零"；按下"试验"按钮，当液面下降到 M_2 时，数码管开始计时，液面下降到 M_3 时计时停止，记录数码管的计时时间，一次测试结束。连续测试 5 次，舍去记录时间的最大值和最小值，并计算平均时间 t。原砂的实际比表面积 S_W（cm^2/g）按式（7.4-6）计算。

$$S_W = \frac{1}{\rho_d}\sqrt{\frac{\varepsilon^3}{h}}K\sqrt{t} \qquad (7.4\text{-}6)$$

式中，S_W 为原砂的实际比表面积，cm^2/g；ρ_d 为砂柱密度，g/cm^3；ε 为砂粒空隙率，%，$\varepsilon = 1 - \frac{\rho_d}{2.64}$；$h$ 为砂柱高度，cm；K 为仪器常数；t 为测量的平均时间，s。

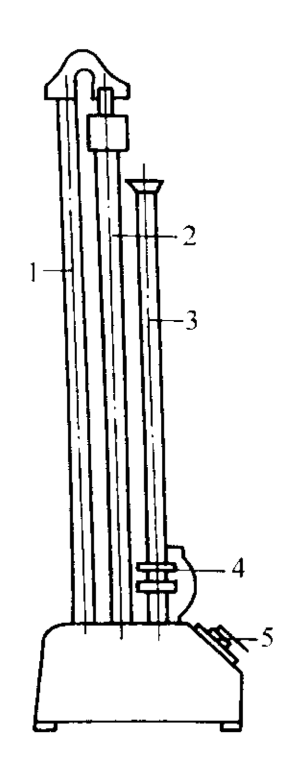


图 7.4-8　比表面积测定仪示意图

1—玻璃管；2—测量管；3—带漏斗玻璃管；4—橡皮球；5—换向阀

2）原砂的实际比表面积测定方法Ⅱ　使用如图 7.4-8 所示装置进行试验。通过换向阀，并借助橡皮球将煤油（密度为 0.811 g/cm^3）吸到测量管顶部的刻线上，转换换向阀，记录煤油从顶部的刻线落到底部刻线所需的时间（s）。根据煤油下降的时间和玻璃管中砂粒的体积，从图 7.4-9 煤油下降时间与实际比表面积关系图中即可查得砂粒的实际比表面积。

砂粒的实际比表面积 S_W 可按式（7.4-7）计算：

$$S_W = 17.6244\sqrt{\varepsilon^3 tV} \qquad (7.4\text{-}7)$$

式中，S_W 为原砂的实际比表面积，cm^2/g；17.6244 为仪器的特征常数（煤油密度为 0.811 g/cm^3，室温下空气的动力黏度为 1.81×10^{-6} Pa·s 时）；ε 为砂粒空隙率，%，$\varepsilon = (\rho_V - \rho_d)/\rho_V$；$\rho_d$ 为原砂堆密度，g/cm^3；ρ_V 为原砂的密度，g/cm^3；t 为煤油下降的时间，s；V 为试样的体积，cm^3。

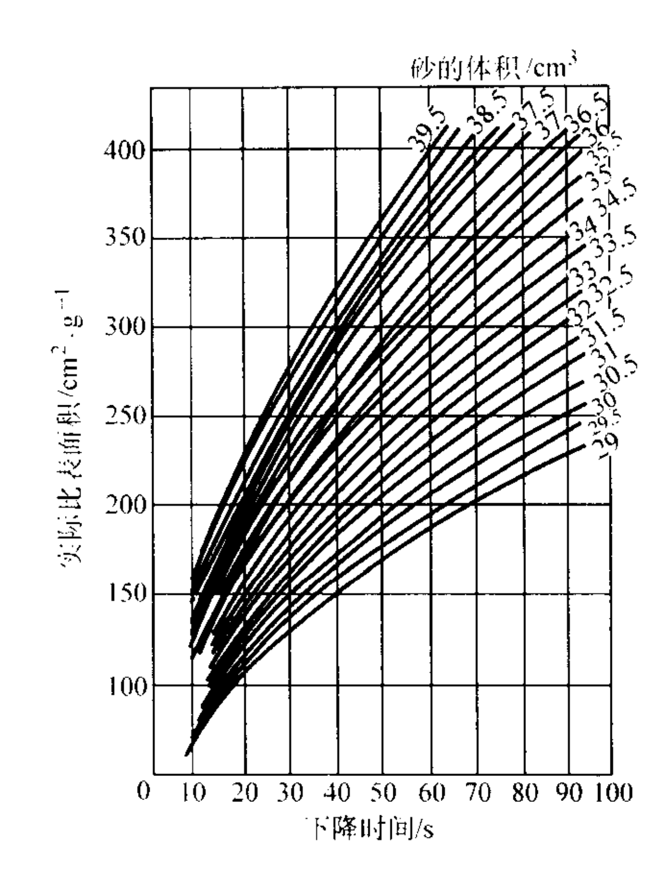


图 7.4-9　煤油下降时间与实际比表面积关系图

当试验条件与上述要求不符时，可用不同尺寸的标准玻璃球对仪器常数予以准确标定。

3）原砂的理论比表面积（标准方法，GB/T 9442—1998）　原砂的理论比表面积是在假定砂粒为球形且同一筛号的砂粒具有相同直径的条件下，通过筛分和计算得出的单位质量原砂所具有的表面积，以 cm^2/g 表示。

表 7.4-5　各筛号砂的表面积系数　$cm^2\cdot g^{-1}$

筛　号	6	12	20	30	40	50
表面积系数 k_1	—	9.00	17.83	31.35	44.35	62.70
筛　号	70	100	140	200	270	底盘
表面积系数 k_1	88.78	125.57	177.56	251.13	355.11	622.67

首先计算出筛分后各筛号上停留的砂粒质量占试样总量的质量分数，再分别乘以表 7.4-5 所列相应筛号的表面积系数 k_1［表面积系数可按式（7.4-8）计算］，然后将各筛号的乘积相加，则该砂试样的理论比表面积 S_T（cm^2/g）可按式（7.4-9）计算。

$$k_1 = 6/(D_i\rho) \qquad (7.4\text{-}8)$$

式中，D_i 为相邻两筛筛孔边长平均值，cm；ρ 为铸造用原砂密度，g/cm^3，硅砂按 2.64 g/cm^3 计算。

$$S_T = \frac{\sum Q_i}{m} \qquad (7.4\text{-}9)$$

式中，S_T 为理论比表面积，cm^2/g；Q_i 为第 i 筛上的停留砂粒质量与该筛号砂比表面积系数之积，cm^2；m 为砂样的总质量，g。

1.2.7　颗粒形貌（含角形因数及形貌）

原砂的实际比表面积与理论比表面积之比称为原砂的角形因数（标准方法，GB/T 9442—1998）。

根据前面测定的原砂理论比表面积和实际比表面积，角形因数 S 可按式（7.4-10）计算。

$$S = \frac{S_W}{S_T} \qquad (7.4\text{-}10)$$

式中，S_W 为原砂的实际比表面积，cm^2/g；S_T 为原砂的理论比表面积，cm^2/g。

原砂的颗粒形状及分级代号与原砂角形因数之间的大致关系见表7.4-6。

表7.4-6 原砂颗粒形状与角形因数的关系

形 状	分级代号	角形因数
圆形	○	≤1.15
椭圆形	○-□	≤1.30
钝角形	□	≤1.45
方角形	□-△	≤1.63
尖角形	△	>1.63

1.2.8 酸耗值

酸耗值反映了原砂中碱性物质的多少。用中和50 g原砂中的碱性物质所需浓度为0.1 mol/L的HCl毫升数来表示。

称取经烘干的试样50 g±0.01 g置于烧杯中，加入50 mL蒸馏水，用移液管加入50 mL浓度为0.1 mol/L的HCl标准溶液。用表面皿将烧杯盖上，在磁力搅拌器上搅拌5 min，然后静置1 h。将此溶液用中速滤纸滤入锥形瓶中，并用蒸馏水洗涤5次，每次用水10 mL。滤液中加入3～4滴溴麝香草酚蓝指示剂，用浓度为0.1 mol/L的NaOH标准溶液滴定至蓝色，当此颜色保持30 s不变时即为滴定终点。加入HCl不加砂样进行空白试验，原砂的酸耗值 A（mL）按式（7.4-11）计算。

$$A = A_1 - A_2 \tag{7.4-11}$$

式中，A 为原砂的酸耗值，mL；A_1 为空白试验消耗浓度为0.1 mol/L的NaOH标准溶液的毫升数，mL；A_2 为滴定消耗的浓度为0.1 mol/L的NaOH标准溶液的毫升数，mL。

如果所配制的标准溶液浓度不是0.1 mol/L时，酸耗值可按式（7.4-12）计算。

$$A = (A_3 c_{NaOH} - A_4 c_{NaOH}) \times 10 \tag{7.4-12}$$

式中，A_3 为空白试验的NaOH标准溶液的毫升数，mL；c_{NaOH} 为NaOH标准溶液的摩尔浓度，mmol/mL；A_4 为滴定消耗的NaOH标准溶液的毫升数，mL。

1.2.9 pH值

pH值表示原砂中能溶于水的碱性物质或酸性物质的多少。

首先用标准缓冲溶液对所用的仪器进行标定。然后，称取25 g±0.1 g试样置于200 mL烧杯中，加蒸馏水100 mL。用磁力搅拌器搅拌5 min，停止搅拌后，将酸度计的电极插入，测定烧杯上部液体的pH值。或在搅拌过程中进行测定，每30 s取一个读数，直至读数不变。在操作中，每次读数后都应将电极浸入干净的蒸馏水中。

1.2.10 烧结点

烧结点表示原砂颗粒表面或砂粒间开始熔化、相互黏结的温度。

（1）SJY型影像式烧结点测试仪法

影像式烧结点测试仪结构如图7.4-10所示，主要由光源、钼丝高温炉、投影装置、温度控制器、制样器等组成，并应有附属的加氩气装置。用它可以测定原砂及其他材料的烧结点和耐火度。它的特点是加热温度可高达1 700℃，试验时，试验者在镜屏上可以清晰地看到所试验的试样在高温情况下发生的体积收缩、膨胀、钝化以及完全熔化的情况，并得知各种情况发生时的相应温度。

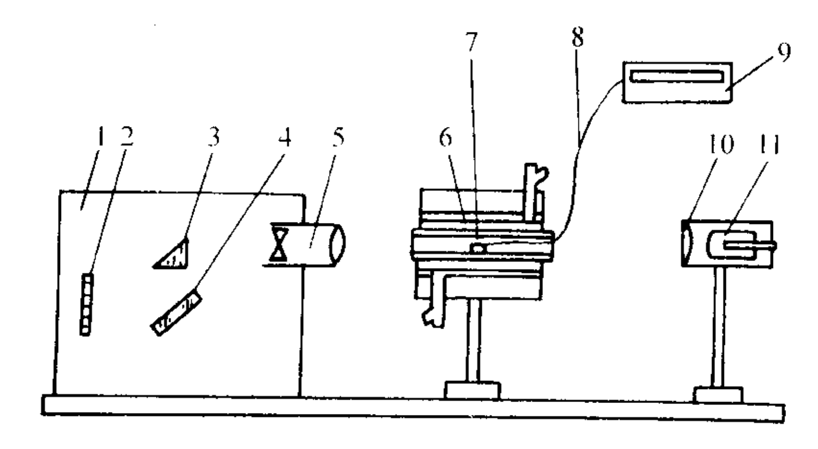


图7.4-10 影像式烧结点仪结构示意图
1—投影装置；2—投影屏；3—棱镜；4—平面反射镜；5—投影物镜；6—钼丝高温炉；7—试样；8—热电偶；9—温度控制器；10—聚光镜片；11—光源灯泡

试样在充有氩气的钼丝高温炉中加热，在不同高温的情况下，试样颗粒或颗粒之间会发生表面或内部的熔融现象，出现颗粒之间的黏结、体积的微小收缩或颗粒轮廓的变化，根据试样所发生的不同变化，可以确定试样的烧结点或耐火度。

1）检测方法

① 用专用的制样器将试料制成 ϕ8 mm×8 mm的圆柱形试样。制成的试样要求表面光洁，每次压缩的松紧程度一致，如测试原砂，可将原砂放在耐火的瓷舟中用目测法确定其烧结点。

② 钼丝高温炉升温时，先要接通氩气，前10多分钟将氩气流量计调至40刻度处，以后流量可减至20刻度处，电炉在升温或降温时都要接通氩气。

③ 升温时要接通钼丝高温炉两端的冷却水，根据炉温调节水流量，使水温保持在50℃左右。

④ 升温前将制好的试样放在陶瓷片或铂片上，缓慢地推入炉膛中心。当用目测法测试烧结点时，只需将瓷舟在需要的温度下缓慢推入炉膛中心。

⑤ 试样推入炉腔后，打开光源，使光源中心全部照在试样上，在投影屏上清晰显出试样投影像即可。在投影屏上即可观察试样在高温下发生的各种变化。

2）试验结果的判断

① 目测法 原砂在高温时，颗粒表面及内部的易熔成分熔融，使原砂颗粒之间发生黏结，冷却后砂粒不再分开，而且被烧结的部分表面光亮，此时的加热温度即是原砂的烧结点。

② 图像收缩法 在高温时，原砂颗粒间接触处发生体积（或局部）的微小收缩，当在投影屏上出现收缩时的温度，即可认为是该试样的烧结起始温度。

（2）管式炉烧结法

当烧结温度低于1 350℃时，用硅碳棒管式炉加热，试样置于普通瓷舟上；当烧结温度高于1 350℃时，用管式碳粒炉加热，试样置于石英舟或白金舟上。

检测方法：取适量烘干的原砂试样置于瓷舟上（约占瓷舟容积的1/2），将其缓缓推入已达预定温度的加热炉中（一般从1 000℃开始试验，也可根据经验估计），推入深度应以瓷舟前端25 mm内受高温作用为宜。保温5 min后，将瓷舟拉出，待冷却后用小针刺划试样表面，并用放大镜观察。如果砂粒彼此连接不能分开，表面光亮，则该试验温度即为原砂的烧结点；如果试样尚未烧结，则应另换一个新瓷舟和砂样，并将试验温度提高50℃，重复上述操作，直至试样烧结为止。

1.2.11 耐火度

原砂在高温作用下而不熔化的最高温度称为耐火度。用

在规定试验条件下与试验锥同时弯倒的标准锥的耐火度表示。

（1）立式管状炉或箱式炉法（标准方法，GB/T 7322—1997）

1）主要仪器　立式管状炉或箱式炉（竖式炉管内径不小于 80 mm，安装插锥圆台的耐火支柱能够回转和上下调整；箱式炉，炉膛有效容积最少为高 60 mm 、宽 100 mm；炉内温度均匀，整个锥台所占空间中最大温差不得超过 10℃）、测温仪器、试样锥成形模具、标号为 WZ158～179 的标准锥等。

2）试样的制备　称取试样 10～15 g，研磨至全部通过孔径 0.212 mm 的筛子。用钢钵磨碎试样，并用磁铁吸去其中的铁屑。成形时应保持试样及模具清洁，可用不影响耐火度的有机黏结剂调和，鉴定性试验必须用糊精做黏结剂。用模具将试样制成高度为 30 mm、下边长为 8 mm、上边长为2 mm的截头三角锥。试验锥的几何形状、高度应与标准锥相同。标准测温锥应符合 GB/T 13794—1992 的规定，试验锥形状示意图见图 7.4-11，成形试验锥模具示意图见图 7.4-12。

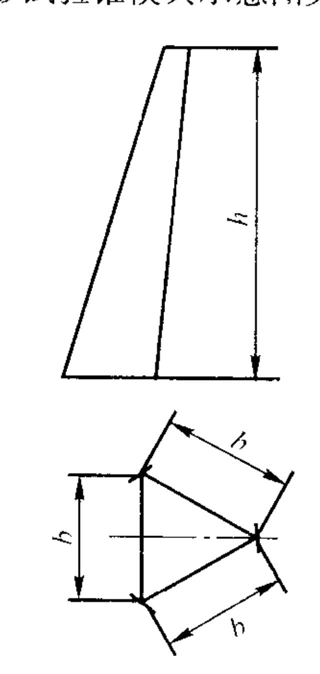


图 7.4-11　试验锥形状示意图

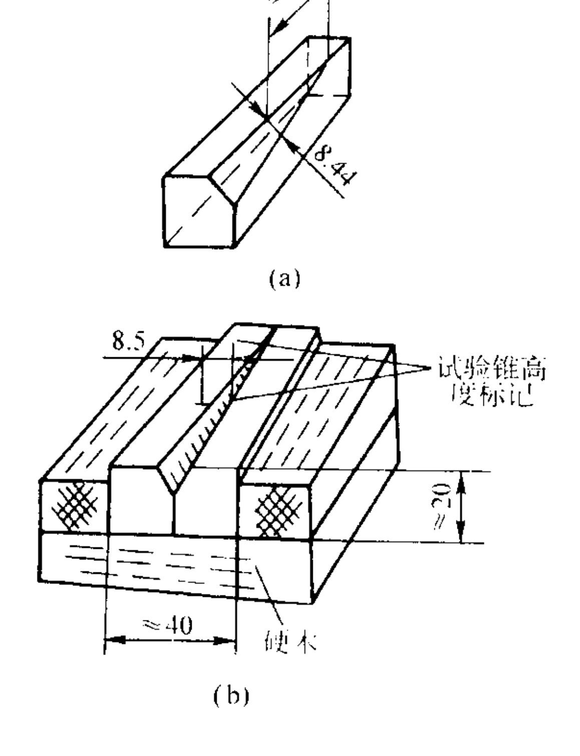
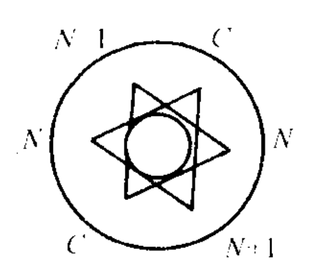


图 7.4-12　试验锥成形模具示意图

3）检测方法　将试验锥与选定的标准锥一起安放在由高铝耐火材料制成的圆台上（见图 7.4-13）。必须严格做到所有试验锥及标准锥与圆台的中心距一致，且相互间隔。标准锥中应包括相当于试验锥估计的耐火度号数及较试验锥高一号和低一号的标准锥。一次试验用试验锥与标准锥的总数不超过 6 个，锥的棱角距台边 5 mm。将试验锥和标准锥安插在圆台的预留孔穴中，其深度约 2～3 mm，并用高铝耐火泥固定。插锥时必须使标有号数的标准锥锥面和试验锥的成形面对准圆台中心，而与该面相对的棱向外倾斜，与垂线的夹角成 8°±1°（见图 7.4-14）。



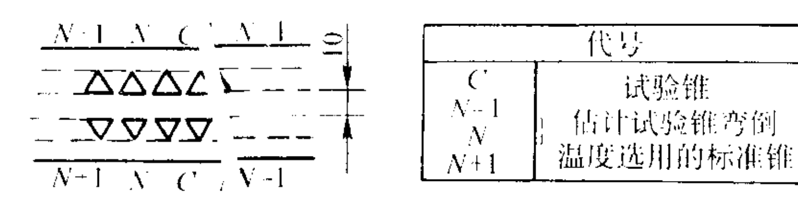


图 7.4-13　原砂耐火度试验插锥圆台装置示意图

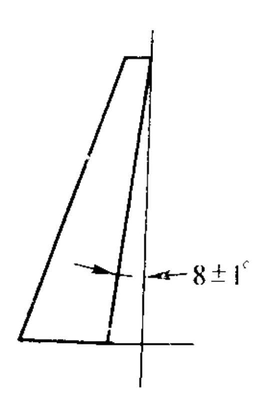


图 7.4-14　锥棱与垂线的夹角

在炉温不超过 1 000℃时，把装有试验锥和标准锥的锥台置于耐火支柱上，并一起平稳地推入炉内均温带。起初应使其在炉内下部低温区充分预热，再推至中部高温区。约 1 h后，均匀地升温至比选用标准锥最低号低 100～200℃的温度，然后开始旋转圆台（1～3 r/min），同时以 3～6℃/min 的速度继续升温，直至试验结束。

标准锥的选择原则如下：

标准锥	圆形锥台	矩形锥台
① 估计或预测相当于试样耐火度的标准锥的个数/N	2	2
② 比①中低一号的标准锥个数/（N－1）	1	2
③ 比①中高一号的标准锥个数/（N＋1）	1	2

当任一试验锥的尖端弯倒并接触到圆台时，均需立即观察标准锥的弯倒程度，至最后一个试验锥的尖端弯倒接触到圆台后，便停止试验。若试验锥与某一个标准锥同时弯倒，则此标准锥标定的温度即为试样的耐火度。若试验锥的弯倒程度介于二个相邻标号的标准锥之间，则用这两个标准锥的标定温度表示试样耐火度，例如 WZ169～171，表示试样的耐火度为 1 690～1 710℃。

如有下列现象之一，即试验锥与标准锥不是对准外边倒下、圆台四周呈现温度不均匀的颜色，锥的弯倒不正常，仅尖端熔化或下部比上部熔化更为强烈等，则应重新进行试验。

（2）SJY 型影像式烧结点测试仪法

测试方法见 1.2.10 节。试验结果的判定方法如下：当试样熔融时，物体已不能保持原来的形状，因而在该温度下轮廓形状发生了很大的变化。原来呈矩形截面的圆柱形试样，因直角钝化，由矩形变成半球形。试样出现钝化使边角变圆时的温度即可确认为其耐火度或熔融温度。

1.2.12　灼烧减量

原砂在高温状态下可燃物和可挥发物的质量分数（标准

方法，GB/T 7143—1986）称为灼烧减量。

称取试样 1 g±0.000 1 g，置于已恒重的铂坩埚中，放入高温加热炉内，逐渐升温至 1 000～1 050℃，并在该温度下保持 30 min。取出后置于干燥器中冷却至室温，称量。如此反复操作（每次灼烧 15 min）直至恒重。灼烧减量 w（G）按式（7.4-13）计算。

$$w(G)=\frac{m_1-m_2}{m}\times 100\% \qquad (7.4\text{-}13)$$

式中，w（G）为灼烧减量，%；m_1 为灼烧前试样和坩埚的质量，g；m_2 为灼烧后试样和坩埚的质量，g；m 为试样质量，g。

同一试样各次试验结果的差值应不大于表 7.4-7 所列允许差。

表 7.4-7 灼烧减量的允许误差值（质量分数）

%

灼烧减量	允许差
≤0.50	0.07
>0.50～1.00	0.15
>1.00～5.00	0.20

1.2.13 发气性

发气性是发气量和发气速率的综合指标。发气量系指原砂加热时析出气体的能力，用单位质量的发气物析出的气体体积表示（cm^3/g）；发气速率是指在一定温度下，单位质量的发气物，在单位时间内所产生的气体数量，用 $cm^3/(g\cdot s)$ 来表示。

将待测的试样经 105℃±5℃烘烤 1 h，然后，将其置于干燥器中冷却至室温并搅拌均匀备用。将发气量测定仪（原理见图 7.4-15）升温至 850℃，并保持恒温，再称取试样 1 g±0.001 g，置于瓷舟中（使用前瓷舟需经 1 000℃灼烧30 min后，置于干燥器中冷却到室温）。将盛有试样的瓷舟送入发气量测定仪的石英管红热部分，迅速用塞子将管口封闭，同时，发气量测定仪的记录部分开始工作，记下被测试样的发气量。经过一定时间（一般为 3 min）至无气体产生为止，可从记录纸上直接读出试样的发气量。也可以将试验结果绘制成“发气量－时间”的关系曲线，此曲线既表示总发气量，又表示它的发气速度。

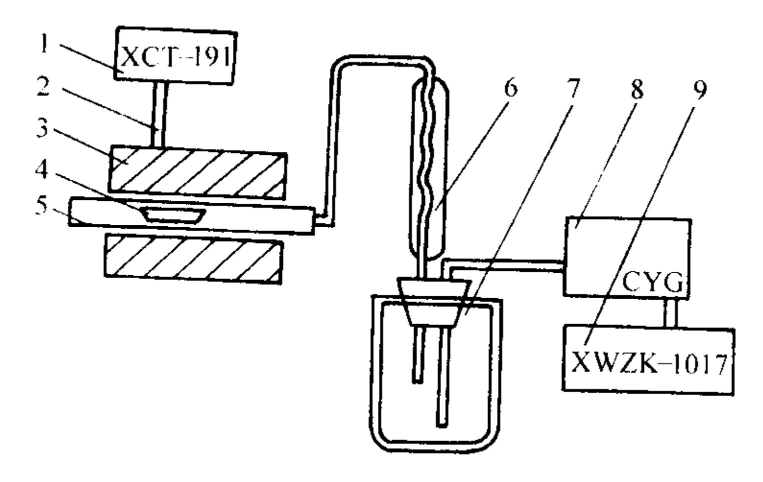


图 7.4-15 发气量测定仪工作原理图

1—温度调节仪；2—热电偶；3—管式加热炉；4—不锈钢舟；5—石英管；6—冷凝器；7—缓冲瓶；8—微压传感器；9—记录仪

1.2.14 化学成分

原砂化学成分的测定均为化学分析方法，其测定方法较为繁琐、专业性强、大多由研究单位进行，一般铸造工厂难于检测。这里仅列出相关检测标准号，供有兴趣的读者查阅。

原砂中二氧化硅、氧化铝、氧化铁、氧化钛、氧化钙、氧化镁、氧化钾、氧化钠的测定按国标 GB/T 7143—1986 的规定执行。

氧化锆的测定按国标 GB/T 14350—1993 的规定执行。

三氧化二铬的测定按冶标 YB 879—1976 的规定执行。

1.3 黏结剂

黏结剂是构成型（芯）砂的主要材料，型（芯）砂的工艺特性主要取决于使用的黏结剂，如黏土砂、水玻璃砂、树脂砂等。因此，黏结剂的质量直接影响型（芯）砂的性能。

黏结剂按化学结构可分为无机黏结剂和有机黏结剂。无机黏结剂包括普通黏土、膨润土、水玻璃、水泥、磷酸盐等；有机黏结剂又分为天然有机黏结剂（如：植物油、矿物油、合脂、渣油、纸浆废液、木浆废液、糖浆、淀粉、糊精等）和合成树脂黏结剂（如：呋喃树脂、酚醛树脂、酚脲烷树脂、聚丙烯酸树脂、聚乙烯醇树脂等）。

1.3.1 黏土和膨润土

黏土是层状硅酸盐矿物的总称。造型、制芯所用的黏土主要是普通黏土和膨润土。普通黏土又称白泥、甘子土、陶土、瓷土、高龄土等，主要由高龄石或伊利石等矿物所组成，主要用做需要烘干的黏土砂型（芯）黏结剂。

膨润土主要由蒙脱石矿物所组成，主要用做黏土湿型砂的黏结剂。

（1）含水量

含水量是普通黏土和膨润土中水的质量分数。

1）标准方法（GB/T 2684—1981） 称取试样 50 g±0.1 g置于玻璃皿内，在温度为 105～110℃的电烘箱中烘干至恒重（烘 30 min后，称其质量，然后每烘 15 min，称量一次，直到相邻两次称量之间的差数不大于 0.02 g，即为恒重），置于干燥器内，待冷却至室温时，进行称量，含水量按式（7.4-14）计算。

$$w(H_2O)=\frac{m_1-m_2}{m_1}\times 100\% \qquad (7.4\text{-}14)$$

式中，w（H_2O）为含水量，%；m_1 为试样烘干前的质量，g；m_2 为试样烘干后的质量，g。

2）快速法 称取试样 20 g±0.1 g置于盛砂盆中，均匀铺平，然后将盛砂盆放在红外线烘干器内，烘 6～10 min，冷却后重新称量，用式（7.4-14）计算水分。

（2）粒度

普通黏土和膨润土的粒度分别用通过 0.106 mm 和 0.075 mm筛的试样的过筛率来表示。

标准方法（JB/T 9227—1999）：称取烘干后的试样 20 g±0.1 g置于相应的铸造用试验筛内，一边使其水平运动，一边敲打筛框，若过筛性能不好，可用木块轻轻敲打筛框下端，给筛网以振动。如此反复操作，直到充分筛分后，用柔毛刷轻扫筛上余物，集中起来进行称量，过筛率 η_g 可按式（7.4-15）计算。

$$\eta_g=\frac{m_1-m_2}{m_1}\times 100\% \qquad (7.4\text{-}15)$$

式中，η_g 为过筛率，%；m_1 为试样质量，g；m_2 为过筛后筛上的停留量，g。

对同一试样，两次平行试验结果的误差不能超过 3%，否则应重新进行试验。

（3）吸水率

普通黏土或膨润土吸收水分后增加的质量分数称为其吸水率。

测试仪如图 7.4-16 所示，首先将毛细管中心与玻璃孔板调整到同一水平面上。把加有红颜色的水注入漏斗中，同时打开三通阀，使过滤漏斗和毛细管中充满水。如果过滤漏斗中的水平面超过了玻璃孔板的平面，则应打开放水阀放出多余的水，并用滤纸轻轻吸附掉玻璃孔板上多余的

水，然后，用磨口玻璃盖将过滤漏斗盖上，以防止水分蒸发。

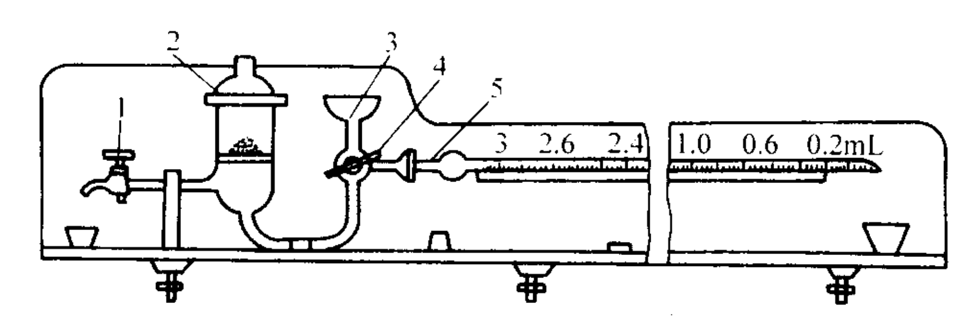


图 7.4-16　吸水率测定示意图

1—放水阀；2—过滤漏斗；3—漏斗；4—三通阀；5—毛细管

将通过0.212 mm筛的待测试样烘干至恒重，称取0.1 g ±0.01 g，通过试样漏斗，轻轻倒在玻璃孔板上并堆成圆锥状。在倒入试样的同时开动秒表，在 30 s、45 s、1 min、2 min、3 min、4 min、10 min、20 min、30 min、60 min 和 120 min时，读取毛细管中水位的刻度数。其吸水率 η_{H_2O} 按式（7.4-16）计算。

$$\eta_{H_2O}=\frac{\rho_{H_2O}(V_t-V_0)}{m}\times100\% \qquad (7.4\text{-}16)$$

式中，V_t 为 t 时刻毛细管内水位读数，mL；V_0 为初始时毛细管内水位读数，mL；m 为试样质量，g；ρ_{H_2O}为在试验温度下水的密度，g/cm^{3}或 g/mL，20℃时 ρ_{H_2O}取值为 1 g/cm^3。

两次试验测得的吸水率误差不得大于 10%，否则，应重新进行试验。一般以吸水率 - 时间的曲线图形方式给出结果。

（4）胶质价

普通黏土或膨润土与水按一定比例混合搅匀静止一定时间后，以形成的凝胶层占整个混合物的体积百分数称为胶质价。

称取试样 15 g ± 0.01 g 置于 100 mL 量筒中，加蒸馏水 90 mL。将混合物摇晃 5 min，加氧化镁 1 g，再加蒸馏水至 100 mL刻度处，摇晃 1 min，然后静置 24 h 使其沉淀。读出沉淀物界面的刻度值，即为该试样的胶质价。

（5）吸蓝量（亚甲基蓝吸附量）

膨润土中蒙脱石吸附亚甲基蓝的最大量称为吸蓝量。以 100 g 试样吸附的亚甲基蓝的克数表示。

1）标准方法（JB/T 9227—1999）　称取烘干的试样 0.20 g±0.01 g 置于三角烧杯中，加入 50 mL 蒸馏水，使其预先润湿。然后，加入质量分数为 1.0%的焦磷酸钠溶液 20 mL，摇晃均匀后，再在电炉上加热煮沸 5 min，在空气中冷却至室温，用滴定管滴入质量分数为 0.20%的亚甲基蓝溶液。滴定时，第一次可加入预计的亚甲基蓝溶液量的 2/3 左右，以后每次滴加 1 ~ 2 mL。检验终点的方法是，每次滴加亚甲基蓝溶液后，摇晃 30 s，用玻璃棒蘸一滴试液在中速定量滤纸上，观察在中央深蓝色点的周围有无出现淡蓝色的晕环，若未出现，继续滴加亚甲基蓝溶液。如此反复操作，当开始出现蓝色晕环时，将试液静置 1 min 后，再用玻璃棒蘸一滴试液，若四周又未出现淡蓝色的晕环，说明未到终点，应再滴加亚甲基蓝溶液，直到出现明显的淡蓝色晕环为试验终点。试样吸蓝量可按式（7.4-17）计算。

$$M_B=\frac{\rho_B V}{m}\times100 \qquad (7.4\text{-}17)$$

式中，M_B 为 100 g 膨润土试样的吸蓝量，g；ρ_B 为亚甲基蓝溶液的浓度，g/mL；V 为亚甲基蓝溶液的滴定量，mL；m 为膨润土试样的质量，g；100 为膨润土的质量，g。

2）SND 型亚甲蓝黏土测定仪法　SND 型亚甲基蓝黏土测定仪见图 7.4-17。

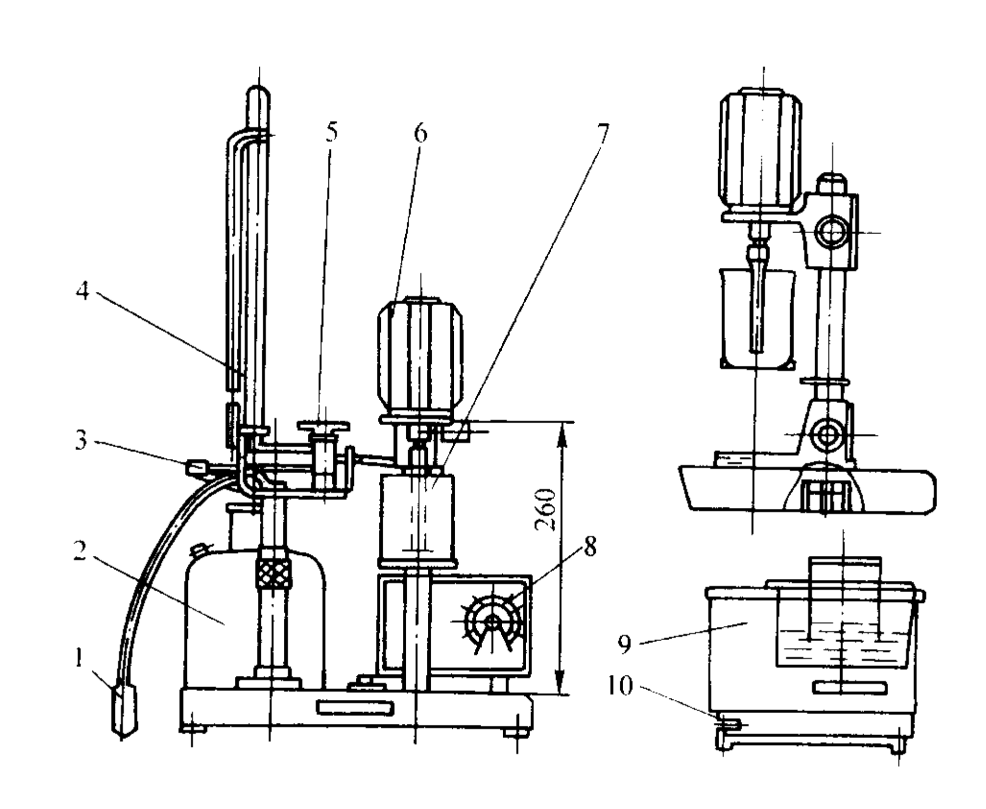


图 7.4-17　亚甲基蓝粘土测定仪结构简图

1—充气球；2—溶液瓶；3—放气阀；4—滴定管；5—三通阀；6—搅拌器电动机；7—烧杯；8—定时器；9—超声分散器；10—开关

该测定仪所用亚甲基蓝溶液质量分数推荐为 0.3%，膨润土试样质量 m 为 0.3 g，代入式（7.4-17）得

$$M_B=\frac{0.3\%V}{0.3}\times100\%=V\ (\mathrm{g}) \qquad (7.4\text{-}18)$$

滴定终点亚甲基蓝毫升数在数值上等于 100 g 膨润土吸蓝量（g）。因此在实际应用中，吸蓝量往往用滴定亚甲基蓝的毫升数值表示，单位为克（g）。

（6）灼烧减量

普通黏土或膨润土在高温状态下可燃物和可挥发物的质量分数。

称取试样 1 g ± 0.000 1 g，置于恒重的铂坩埚中，加盖（稍留缝隙）放入高温炉中，逐渐升温至 1 000 ~ 1 050℃，并在该温度下保持 1 h。取出并放入干燥器中冷却至室温，称量。如此反复操作（每次灼烧 15 min）直至恒重。灼烧减量 $w(G)$ 按式（7.4-19）计算。

$$w(G)=\frac{m_1-m_2}{m}\times100\% \qquad (7.4\text{-}19)$$

式中，$w(G)$ 为灼烧减量,%；m_1 为灼烧前试样和坩埚的质量，g；m_2 为灼烧后试样和坩埚的质量，g；m 为试样质量，g。

同一试样各次试验结果的差值应不大于表 7.4-8 所列允许差。

表 7.4-8　灼烧减量的允许误差值（质量分数）

%

灼烧减量	允许差
≤1.00	0.15
>1.00 ~ 5.00	0.20
>5.00 ~ 10.00	0.25
>10.00	0.30

（7）膨润值

膨润土与水充分混合后，加入一定量电解质盐类，所形成的凝胶体体积的毫升数，称为膨润值。

在带磨口塞的100 mL量筒中先加入蒸馏水75 mL。称取经105～110℃烘干的膨润土试样3 g±0.01 g，置于盛有蒸馏水的量筒中，用力摇动5 min，使膨润土在水中均匀分散。如有小团块，需延长摇动时间，直到团块消失为止。

加入浓度为1 mol/L的NH_4Cl溶液5 mL，并加蒸馏水至100 mL刻度，摇动1 min后，使之成为均匀的悬浮液。静置24 h后，读出沉淀物（凝胶体）界面刻度值，以mL/3 g或mL/g表示，即为该膨润土的膨润值。

测定优质钠膨润土时，试样质量可减为1 g。钙膨润土可一次加入水中，钠膨润土则需分几批逐次加入水中，否则不易摇匀。

（8）自由膨胀体积（即膨胀指数）

将一定量的膨润土，一点一点地放入水中，膨润土一面自由吸水膨胀、一面下沉，静置一定时间后，以膨润土在水中所占的体积，作为自由膨胀体积。

称取试样2.00 g±0.01 g，每次取0.1～0.2 g试样，仔细倒入盛有100 mL水的量筒中，避免沾在量筒壁上，让试样自由吸水下沉，下沉后继续加入试样，如此反复进行，待试样全部加完下沉后，静置1 h或24 h（置静时间根据用户要求选择确定），读取膨润土在量筒中所占体积的数值，精确至0.5 mL，以mL/2 g为单位表示。

（9）膨胀容（膨胀倍数）

将膨润土试样置于盛有一定浓度HCl的量筒中，混匀后放置沉降24 h，试样形成的沉降物体积称为膨胀容，以mL/g为单位表示。

称取试样1 g±0.01 g，置于已加入50 mL水的带磨口塞量筒中，塞紧量筒塞，手握量筒上下摇动300次，使试样与水混匀。在光亮处观察，应无明显颗粒或团块。如有团块需继续摇动，直至团块消失为止。

打开量筒塞，加入25 mL浓度为1 mol/L的HCl，加水使量筒内的物料高度达到100 mL刻度，塞紧量筒，上下摇动200次。然后，将量筒放在不受振动的台面上，静置24 h，读取沉降物沉降界面的刻度值（精确至0.5 mL），即为膨胀容或膨胀倍数。

校正试验，随同试样进行同类型标准试样的测试。

（10）pH值（标准方法，JB/T 9227—1999）

pH值表示普通黏土和膨润土中含有溶于水的碱性物质或酸性物质的多少。

首先校正所用的酸度计。将酸度计的各选择开关调至适当位置，使仪器显示pH=7。将玻璃电极和甘汞电极插入标准缓冲溶液中，按下读数开关，并调节“定位调节器”，使仪器显示出该标准缓冲溶液的pH值，此时仪器已调好，“定位调节器”不能再动。

称取2 g±0.1 g试样置于30 mL烧杯中，加入20 mL刚煮沸又冷却的蒸馏水，放在磁力搅拌器上搅拌3 min，使试样分散。将玻璃电极和甘汞电极插入悬浊液中，静置1 min，按下读数开关，并反复几次，使读数稳定，该数即为试样的pH值。每测一个试样，要用蒸馏水将玻璃电极洗干净，并用滤纸将电极上吸附的水吸干，再进行第二个试样的测试。每测5～6个试样后，应用标准缓冲溶液校正一次。并将电极浸泡于氯化钾溶液中。

（11）复用性（耐用性）

膨润土受热后保持其固有性质的能力。膨润土受到不同温度加热后，黏结力会有不同程度的下降，甚至失去黏结力而变成“死黏土”，复用性好的膨润土受多次热作用后，黏结力下降比复用性差的膨润土要少。所以在选用膨润土时应注意其复用性好坏。测定方法有以下三种。

1）浇注试验法　用试验膨润土混制的型砂造型，浇注金属，每次落砂后在型砂中只加水调湿，不补加膨润土，测定每次混砂后型砂湿压强度下降值，画出湿压强度的变化曲线。此法最直观，但试验程序费事。

2）工艺试样法　将待测的膨润土试样200 g，置于坩埚中，在电炉中加热，至内部达到预定温度后，保温1 h备用。焙烧温度分别为200℃、300℃、400℃、500℃、600℃。混砂时用大林标准砂2 850 g，膨润土150 g，按紧实率45%±1%控制加水，混好后过筛，测定其湿压强度并进行比较，湿压强度下降多的复用性较差、反之则复用性较好。

3）吸蓝量法　将待测的膨润土试样置于坩埚或瓷舟中，放入马弗炉或管式炉中加热，温度分别为100℃、200℃、300℃、…、800℃，保温1 h，取出后放在干燥器中冷却。在管式炉中加热时，可称量试样0.5 g均匀平铺在瓷舟中，放入管式炉中加热90 min。分别称取在不同温度下焙烧过的试样0.2 g±0.001 g，测定其吸蓝量。

以膨润土试样的焙烧温度作横坐标，吸蓝量为纵坐标，画出吸蓝量与焙烧温度的关系曲线。膨润土吸蓝量显著下降时，焙烧温度高的膨润土复用性好。

也可以只测定550℃焙烧的试样吸蓝量，求出与100℃烘干的试样吸蓝量的比值。比值高的表示复用性好。

（12）离子交换容量和交换性阳离子

膨润土具有良好的吸附性能和阳离子交换性能。进行膨润土阳离子交换容量和交换性阳离子的测试，是判断膨润土品位和划分膨润土属性的主要依据，是综合评价膨润土的重要指标。

膨润土离子交换容量和交换性阳离子及下面的化学成分的测定均为化学分析方法，其测定方法较为烦琐，专业性强，大多由研究单位进行，一般铸造工厂难于检测。这里仅列出相关检测标准号，供有兴趣的读者查阅。

离子交换容量和交换性阳离子的测定按JB/T 9225—1999的规定执行。

（13）化学成分

化学成分的测定按JB/T 9225—1999的规定执行。

1.3.2　水玻璃

铸造用水玻璃（又称泡花碱、玻璃水）是指在特定的模数和浓度范围内，硅酸钠在水中以离子、分子和硅酸胶粒形式并存的分散体系。

（1）密度（标准方法，GB/T 4209—1996）

将待测试样倒入250 mL清洁、干燥量筒中至刻线或稍低于刻线，不得有气泡，将此盛试样的量筒置于20℃±0.5℃的恒温水浴中。当试样达到恒温时，慢慢插入密度计，其下端离筒底2 cm以上，不能与筒壁接触，密度计的上端露在液面外的部分所沾液体不得超过2～3分度，待密度计（比重计）到达平衡位置稳定后，即可读出20℃水玻璃的密度。取平行测定结果的算术平均值为测定结果，平行测定结果的绝对差值不大于0.001 g/cm^3。

水玻璃的密度也常用波美度（°Be′）表示。两者之间的换算关系见式（7.4-20）。

$$\rho_{d}=\frac{145}{145-°Be'} \qquad (7.4\text{-}20)$$

式中，ρ_d为水玻璃的密度，g/cm^3；°Be′为水玻璃的波美度；145为常数。

（2）黏度（旋转黏度计法）

将NDJ-1型旋转式黏度计（见图7.4-18）安装在固定架上，并略校正水平，将被测液体试样倒入高型烧杯中，试样的温度应保持在20℃左右（可在20℃水浴中恒温），将转

子装在黏度计上，升降仪器，使转子浸入被测定的液体中，直至转子浸到刻度为止。保持仪器水平，然后合上电源，开动仪器，使转子在液体中旋转，经过一段时间的旋转后，指针趋于稳定。当读数达到一定数值时，将操纵杆压下钳住指针，使指针停止在视线内，即可读得所测数值。该液体的绝对黏度是仪器说明书中规定的系数与指针读数值的乘积。

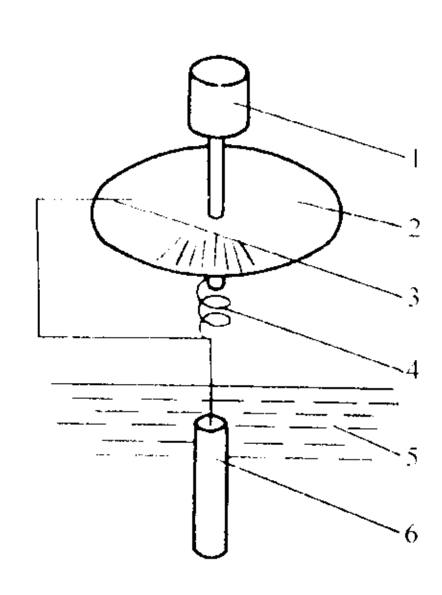


图 7.4-18 NDJ-1型旋转式粘度计简图

1—同步电机；2—刻度圆盘；3—指针；4—游丝；5—被测液体试样；6—转子

NDJ-1型旋转式黏度计有4个型号转子，与其配合的转速有6 r/min、12 r/min、30 r/min和60 r/min，可测定的液体黏度范围较宽。在实际测定液体黏度之前，应先大致估计其黏度范围，按说明书选用适当的转子和转数。

（3）氧化钠含量（标准方法，GB/T 4209—1996）

称取约5 g试样，精确至0.000 2 g，移入250 mL容量瓶中，用蒸馏水溶解，稀释至刻度，摇匀。用移液管移取该试液50 mL置于300 mL锥形瓶内，加10滴甲基红指示剂，用HCl标准溶液滴定至溶液由黄色变为微红即为终点。试样中氧化钠（Na_2O）的含量按式（7.4-21）计算。

$$w(Na_2O)=\frac{0.030\,99Vc_{HCl}}{m\times\frac{50}{250}}\times100\%=\frac{15\,050Vc_{HCl}}{m}\times100\% \qquad (7.4\text{-}21)$$

式中，w（Na_2O）为水玻璃中氧化钠的含量，%；c_{HCl}为HCl标准溶液的浓度，mol/L；V为滴定时消耗的HCl标准溶液的体积，mL；m为试样质量，g；0.030 99为与1 mmol的HCl相当的氧化钠的质量，g/mmol。

测定氧化钠含量时，各次试验的误差不应大于0.1%，否则试验应重新进行。

（4）二氧化硅含量（标准方法，GB/T 4209—1996）

在上述测定氧化钠后的试液中，加入3 g±0.1 g氟化钠（NaF），摇动使其溶解。此时溶液又变为黄色，立即用浓度为0.5 mol/L的HCl标准溶液滴定至红色不变，再过量2～3 mL，准确记录HCl标准滴定溶液的总体积。然后用NaOH标准溶液滴定至黄色为终点。

同时做空白试验。在250 mL锥形瓶中，加入约50 mL水、10滴甲基红指示剂，加入3 g± 0.1 g氟化钠（NaF），立即用HCl标准滴定溶液然滴定至红色不变，再过量2～3 mL，准确记录HCl标准滴定溶液然的总体积，然后用NaOH标准溶液滴至黄色为终点。试样中二氧化硅（SiO_2）的含量可按式（7.4-22）计算。

$$w(SiO_2)=\frac{[(c_{HCl}V_1-c_{NaOH}V_2)-(c_{HCl}V_3-c_{NaOH}V_4)]\times0.015\,02}{m\times\frac{50}{250}}\times100\%$$
$$=\frac{[(c_{HCl}V_1-c_{NaOH}V_2)-(c_{HCl}V_3-c_{NaOH}V_4)]\times7.510}{m}\times100\% \qquad (7.4\text{-}22)$$

式中，w（SiO_2）为试样中二氧化硅（SiO_2）的含量，%；c_{HCl}为HCl标准溶液的摩尔浓度，mol/L；c_{NaOH}为NaOH标准溶液的浓度，mol/L；V_1为加氟化钠（NaF）后滴定消耗的HCl标准溶液的体积，mL；V_2为回滴时消耗的NaOH标准溶液的体积，mL；V_3为空白试验中加入氟化钠（NaF）后滴定消耗的HCl标准溶液的体积，mL；V_4为空白试验回滴时消耗的NaOH标准溶液的体积，mL；m为试样质量，g；0.015 02为与1 mmol NaOH相当的二氧化硅的质量，g/mmol。

在测定水玻璃中二氧化硅含量时，要求各次试验结果误差不大于0.2%，否则应重新试验。

（5）模数

水玻璃中二氧化硅与氧化钠的摩尔数之比称为水玻璃的模数。水玻璃模数的测定有标准方法和快速法两种。

1）标准方法（GB/T 4209—1996） 按前述方法分别测定出水玻璃试样的二氧化硅和氧化钠的含量，则模数可按式（7.4-23）计算。

$$M=\frac{w(SiO_2)}{w(Na_2O)}\times1.032 \qquad (7.4\text{-}23)$$

式中，M为水玻璃的模数；w（SiO_2）为SiO_2的质量分数，%；w（Na_2O）为Na_2O的质量分数，%；1.032为Na_2O与SiO_2相对分子质量的比值。

2）快速法

① 测定换算系数K 用滴定管加浓度为0.5 mol/L的NaOH标准溶液25 mL于锥形瓶中，再加入30 mL经加热煮沸并刚冷却的水，加3滴酚酞指示剂，用浓度为0.5 mol/L的HCl标准溶液滴定至红色消失，则换算系数K可按式（7.4-24）计算。

$$K=\frac{V}{25} \qquad (7.4\text{-}24)$$

式中，K为换算系数；V为滴定消耗的HCl标准溶液体积，mL；25为浓度为0.5 mol/L的NaOH标准溶液加入量，mL。

② 模数的测定 取水玻璃试样约1 g置于锥形瓶中，加水40 mL摇匀，使其溶解。加混合指示剂10滴，用浓度为0.5 mol/L的HCl标准溶液滴定使试液由绿色变成红色。加入40 mL质量分数为5%的NaF溶液，振荡后。滴加浓度为0.5 mol/L的HCl溶液至试液呈红色，再过量3 mL。再用浓度为0.5 mol/L的NaOH溶液中和过量的HCl，使溶液呈淡绿色。试样的模数可按式（7.4-25）计算。

$$M=\frac{V_2-KV_3}{2V_1} \qquad (7.4\text{-}25)$$

式中，M为水玻璃的模数；K为换算系数；V_1为首次滴定消耗的HCl标准溶液的体积，mL；V_2为加NaF后滴定消耗的HCl标准溶液的体积，mL；V_3为滴定消耗的NaOH标准溶液的体积，mL。

（6）水不溶物（标准方法，GB/T 4209—1996）

取适量酸洗石棉，浸泡在HCl溶液（1+3）中，煮沸20 min，用布氏漏斗过滤并用水洗涤至中性。再用浓度为50 g/L的NaOH溶液浸泡并煮沸20 min，用布氏漏斗过滤，再用水洗涤至中性（用酚酞指示剂检查）。用水调成稀糊状，备用。

将古氏坩埚置于抽滤瓶上，在筛板上下各均匀地铺上厚约3 mm处理过的酸洗石棉，用60～80℃的水洗至滤液中不含石棉毛为止。取下坩埚并于105～110℃干燥，冷却后称量。再用热水洗涤，于105～110℃干燥，冷却后称量。如此

反复，直至坩埚恒重为止。

称取试样 5 g ± 0.01 g，置于 400 mL 烧杯中，用约 300 mL 60 ~ 80℃水溶解，用已于 105 ~ 110℃干燥至恒重的古氏坩埚过滤，用 60 ~ 80℃水洗涤残渣至无碱性反应（用酚酞指示剂检查）为止。将坩埚和残渣于 105 ~ 110℃的烘箱内烘干至恒重。试样中水不溶物含量可按式（7.4-26）计算。

$$w\text{（BR）} = \frac{m_1 - m_2}{m} \times 100\% \qquad (7.4\text{-}26)$$

式中，w（BR）为水不溶物含量，%；m_1 为干燥后水不溶物与坩埚的质量，g；m_2 为坩埚的质量，g；m 为试样的质量，g。

取平行测定结果的算术平均值为测定结果，平行测定结果的绝对差值不应大于 0.02%。

（7）铁含量

按国标 GB/T 4209—1996 中 6.1 规定执行。

其他无机黏结剂由于使用量较小，其检测方法在此没有列出，若读者需要，可参考其他黏结剂相关性能的检测方法。

1.3.3　天然有机黏结剂

此类黏结剂主要由天然有机物加工而成，其中包括植物油、矿物油、合脂、渣油、纸浆废液、木浆废液、糖浆、淀粉、糊精等。这些材料除了用作黏结剂外，大多数是作为型（芯）砂附加物使用。

下述检测方法中，有的项目只适合一种或几种材料而不是所有材料，读者可根据材料种类选择检验项目。

（1）密度（密度计法）

将盛有油类黏结剂试样的量筒放入 20℃ ± 0.5℃恒温水浴中，并充分搅拌样品使之达到恒温。静置使样品中气泡逸出后，将密度（比重）计慢慢放入量筒正中，当密度（比重）计达到平衡位置时，将其轻轻按下，待再回到平衡位置时，读取密度（比重）计的数值。每个样品测试三次，以三次数据的算术平均值作为试验结果。

适用于油类黏结剂，其他液态黏结剂也可使用此法。

（2）黏度

因黏结剂种类较多，黏度范围也较宽，因此，对不同的黏结剂可用不同的方法检测其黏度值。

1）旋转黏度计法（标准方法，GB/T 2794—1995）　检测方法同 1.3.2.2。

2）恩格勒黏度计法　恩氏黏度是指在一定温度下（如 20℃），自恩氏黏度计（结构如图 7.4-19 所示）流出 200 mL 试样所需的时间与同体积蒸馏水在 20℃时流出同一仪器所需时间之比，用°E 表示。

① 水值的测定　首先用硫酸醚或石油醚，再用乙醇，最后用蒸馏水仔细地把仪器的内容器和柱塞洗干净。然后向内容器中倒入温度为 20℃的蒸馏水，使其稍微超过水平指示器的触头尖端。借助水浴锅使内容器的水保持 20℃ ± 0.1℃ 10 min，随后轻轻地拔起柱塞，从容器中放出一点水，使流出管全部充满水。之后，用移液管吸去容器中多余的水，使水平面刚好降到水平指示器的触头尖端的高度。把量瓶放在仪器流出孔的下面。盖好仪器，然后迅速地拔起柱塞，同时用秒表计下流满量瓶至 200 mL 标线所需的时间。

上述时间应不小于 50 s 且不大于 52 s。对于某一仪器，其标准的水值应由相继三次测定的平均值来确定，其中这三次测定值之间差别不得大于 0.5 s。

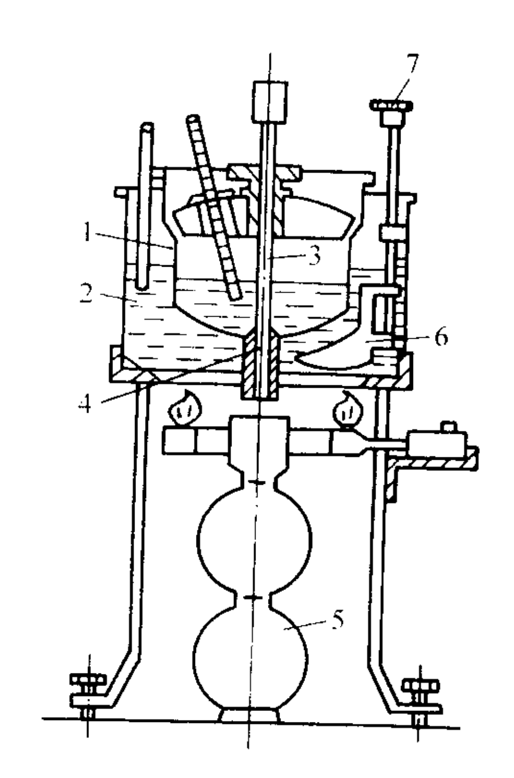


图 7.4-19　恩格勒黏度计结构图

1—内容器；2—外容器；3—柱塞；4—铂管；5—量瓶；6—搅拌器；7—搅拌手柄

② 黏结剂黏度的测定　测定前，首先用汽油将仪器和仪器的流出孔洗干净，并用空气吹干，用柱塞塞住流出孔。测定 20℃油类黏结剂的黏度时，将 20℃的试样倒入内容器，使其液面稍超过水平指示器的触头尖端。把 20℃的水倒入外容器水浴锅中，在整个试验过程中，水浴温度应始终保持在 20℃ ± 0.2℃。可用搅拌器搅拌浴锅中的水，并用环形加热器微微加热水浴锅，以达到上述要求。

轻轻提起柱塞，漏掉多余的油，使其液面刚好与水平指示器触头尖端一致。然后将量瓶放在流出孔的下面，并用盖子将仪器盖住。不断地用温度计搅拌试样，并使插有温度计的仪器盖绕柱塞转动。当插在试样中的温度计指示 20℃时，再等 5 min，迅速提起柱塞，同时开动秒表，测定试样流到量瓶的 200 mL 刻线处所用的时间。一个试样连做三次试验，取其平均值。各次试验结果之间的误差不得大于 0.5 s。

该试样的黏度按式（7.4-27）计算。

$$^{\circ}E = \frac{t_1}{t_2} \qquad (7.4\text{-}27)$$

式中，°E 为被测试样的恩氏黏度；t_1 为在试验温度下流出 200 mL 试样所需的时间，s；t_2 为试验温度下流出 200 mL 水的时间，s。

3）黏度杯法　对于黏度较大的黏结剂，可用黏度杯（也称漏斗黏度计）来测定其相对黏度。对于黏度较小的油类，为方便省时，也可用黏度杯测黏度。

黏度杯有 N－4、N－6 两种规格（容量 100 mL ± 3 mL），结构如图 7.4-20 所示。一般使用 N－4 杯，黏度过大的用 N－6杯。

测定前首先用合适的溶剂将黏度杯的内壁擦干净，黏度杯的漏嘴应对光观察，如果不洁净时应用脱脂棉蘸溶剂轻拭干净。将黏度杯放在架子上，保持水平，将烧杯放在漏嘴下面。

将重约 180 g 的试样倒入 200 mL 烧杯中，将其放入20℃ ± 1℃（合脂为 30℃ ± 1℃）的恒温水浴中，同时使黏度杯保持在 20℃（合脂为 30℃）左右。测黏度时，堵住黏度杯漏嘴，将试样倒入黏度杯内，倒满至黏度杯上边缘，并用平直玻璃棒或板刮平杯面试样液。打开漏嘴，同时开动秒表，当试样出现断流时，停止秒表，所得秒数即为试样的黏度值。

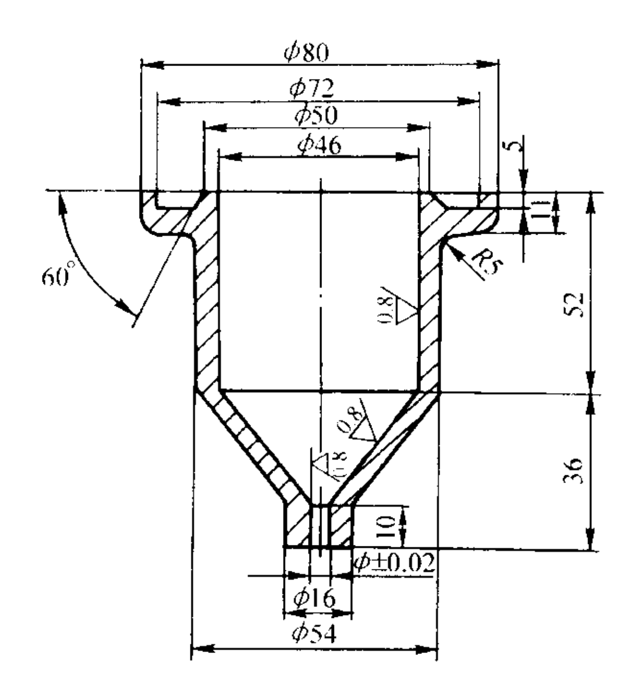


图 7.4-20 标准黏度杯示意图

对每个试样应测三次，取其平均值，其中任何一个数值超过平均值10%时，试验应重新进行。

(3) 碘价（碘值）

100 g 植物油黏结剂吸收碘的质量多少，用 g 表示。

1) 标准方法（GB/T 5532—1995） 按表 7.4-9 规定的数量称取试样。将称好试样的称量皿放入 500 mL 锥形瓶中，加入 20 mL 溶剂溶解试样，加入 25 mL 试剂盖好塞子，摇匀后置于暗处。

表 7.4-9 碘价与试样用量

估计碘价	试样质量/g
<5	3.00
5~20	1.00
21~50	0.40
51~100	0.20
101~150	0.13
151~200	0.10

同样用溶剂和试剂制备空白溶液，但不加试样。

对碘价低于 150 的样品锥形瓶应在暗处放置 1 h，碘价高于 150 和已经聚合的物质或氧化到相当程度的物质，应置于暗处 2 h。

放置时间结束后加 20 mL 碘化钾（KI）溶液和 150 mL 水，用硫代硫酸钠（$Na_2S_2O_3$）标准溶液滴定至浅黄色。加几滴淀粉溶液继续滴定，直到剧烈摇动蓝色刚好消失。

同一试样进行两次测定，碘价按式（7.4-28）进行计算。

$$(\text{I}\cdot\text{V}) = \frac{(V_2 - V_1)\ c_{Na_2S_2O_3} \times 0.1269}{m} \times 100 \quad (7.4\text{-}28)$$

式中，(I·V) 为碘价，与每 100 g 样品相化合的碘的克数，g；V_1 为试样试验用去的硫代硫酸钠（$Na_2S_2O_3$）溶液体积，mL；V_2 为空白试验用去的硫代硫酸钠（$Na_2S_2O_3$）溶液体积，mL；$c_{Na_2S_2O_3}$ 为硫代硫酸钠（$Na_2S_2O_3$）标准溶液的浓度，mol/L；m 为试样质量，g；100 为碘价定义的试样质量，g；0.1269 为 1 mmol 硫代硫酸钠（$Na_2S_2O_3$）相当于碘的克数，g/mmol。

平行测定结果符合允差时，以其算数平均值作为结果，两次测定的结果允许差不超过 0.5 碘价单位。

2) 氯气法 称取 0.2~0.3 g 试样，精确至 0.0002 g，置于 200 mL 碘瓶中，加 20 mL 氯仿，用移液管加入 20 mL 韦氏溶液，摇匀，以少量质量分数为 10% 的 KI 溶液润湿瓶塞后塞紧，放置在阴暗处。按相同步骤做空白试验。静置 1 h 后打开瓶塞，各加质量分数为 10% 的 KI 溶液 20 mL 和蒸馏水 50 mL，同时将瓶口附近的碘液洗下。在不断摇动下用浓度为 0.1 mol/L 的 $Na_2S_2O_3$ 标准溶液滴定至溶液呈淡黄色，再加淀粉指示剂 3 mL，继续滴定至蓝色消失为终点。试样的碘价按式（7.4-28）计算。

3) 氯化碘溶液法 预先将试样过滤。干性油取 0.15~0.18 g，非干性油取 0.3~0.4 g，其他油取 0.2~0.3 g，用 10 mL烧杯称取试样，一起放入 300 mL 带磨口的烧瓶中。取 10 mL三氯甲烷和 25 mL ICl_3 溶液注入烧杯中，使试样溶解。用质量分数为 10% 的 KI 溶液沾湿瓶塞后塞紧烧瓶，于室温下暗处静置。干性油放置 18 h，非干性油放置 6 h，其他油放置 8 h。若发现混合试液混匀后浑浊，可增加少量三氯甲烷。同时在相同条件下另做一空白试验。静置完毕，在盛有试样的烧瓶中加 15 mL 的 KI 溶液及 100 mL 蒸馏水，在不断摇动下用浓度为 0.1 mol/L 的 $Na_2S_2O_3$ 标准溶液滴定至溶液呈现黄色，加 1 mL 淀粉指示剂再用 $Na_2S_2O_3$ 标准溶液滴定至退色。以相同方法处理空白试验的对照液。如因加入 KI 溶液而有 HgI_2 沉淀生成，需再加 KI 溶液，直至生成的沉淀完全溶解为止。同样需将同量的 KI 溶液加入对照液中。试样的碘价可按式（7.4-28）计算。

(4) 皂化值（标准方法，GB/T 5534—1985）

在一定条件下皂化 1 g 植物油所需 KOH 的毫克数称为皂化值。

称取试样 2 g±0.0002 g，注入锥形瓶中，加入浓度为 0.5 mol/L 的 KOH 乙醇溶液 25 mL。接上冷凝管，在水浴锅上煮沸约 30 min，煮至溶液清澈透明后，停止加热，取下锥形瓶，用 10 mL 中性乙醇冲洗冷凝管下端，加 5 滴酚酞指示剂，趁热用浓度为 0.5 mol/L 的 HCl 溶液滴定至红色消失为止。同时进行空白试验。皂化值按式（7.4-29）计算。

$$I_s = \frac{(V_2 - V_1)\ c_{HCl} \times 56.1}{m} \quad (7.4\text{-}29)$$

式中，I_s 为每克油脂的皂化值，用消耗的 KOH 的质量表示，mg；V_1 为滴定试样用去的 HCl 溶液体积，mL；V_2 为滴定空白用去的 HCl 溶液体积，mL；c_{HCl} 为 HCl 标准溶液的浓度，mol/L；m 为试样质量，g；56.1 为 KOH 的摩尔质量，g/mol。

试验结果允许差不超过 1.0 mgKOH/g 油，求其平均数，即为测定结果。测定结果取小数点后一位。

(5) 酸价（酸值）

酸价是反映植物油脂黏结剂中含有游离酸多少的指标。用中和 1 g 植物油中游离酸所消耗的 KOH 的毫克数表示。

1) 方法Ⅰ——指示剂滴定法（标准方法，GB/T 5530—1998） 按表 7.4-10 的规定称取试样，放到 250 mL 锥形瓶中，加入 50~150 mL 预先中和过的乙醚-乙醇混合液中溶解。用浓度为 0.1 mol/L 的 KOH 乙醇溶液边摇动边滴定，直到指示剂显示终点（酚酞变为粉红色需最少 10 s 不褪色），记下消耗的碱液毫升数（如果滴定所需浓度为 0.1 mol/L 的 KOH 溶液体积超过 10 mL 时，可用浓度为 0.5 mol/L 的 KOH 溶液）。

表 7.4-10　试样取样表

预计酸价	试样量/g	试样称重的准确值/g
<1	20	0.05
1～4	10	0.02
4～15	2.5	0.01
15～75	0.5	0.001
>75	0.1	0.000 2

同一试样进行两次测定。酸价按式（7.4-30）计算。

$$S_j = \frac{56.1Vc_{KOH}}{m} \quad (7.4\text{-}30)$$

式中，S_j 为每克油脂的酸值用消耗 KOH 的质量表示，mg；V 为滴定消耗的 KOH 标准溶液体积，mL；c_{KOH} 为 KOH 标准溶液的浓度，mol/L；56.1 为 KOH 的摩尔质量，g/mol；m 为试样质量，g。

2）方法Ⅱ——电位滴定法（标准方法，GB/T 5530—1998）　称取试样 5～10 g，准确至 0.01 g，放入高型烧杯中，用 50 mL 甲基异丁基酮溶解试样。插入 pH 计的电极，启动磁性搅拌器，用氢氧化钾－异丙醇溶液滴定至等当点。

同一试样进行两次测定。酸价按式（7.4-30）计算。

3）方法Ⅲ（标准方法，GB/T 264—1983）　用清洁、干燥的锥形烧瓶称取试样 8～10 g，准确至 0.2 g。在另一只清洁无水的锥形烧瓶中，加入质量分数为 95% 的乙醇 50 mL，装上回流冷凝管。在不断摇动下，将乙醇煮沸 5 min，除去溶解于乙醇内的 CO_2。

在煮沸过的乙醇中加入 0.5 mL 碱性蓝 6B（或甲酚红）溶液，趁热用浓度为 0.05 mol/L 的 KOH 乙醇溶液中和，直至溶液由蓝色变成浅红色（或由黄色变成紫红色）为止。对未中和就已呈现浅红色（或紫红色）的乙醇，若要用它测定酸值较小的试样时，可事先用浓度为 0.05 mol/L 的稀 HCl 若干滴中和乙醇恰好至微酸性，然后再按上述步骤中和直至溶液由蓝色变成浅红色（或由黄色变成紫红色）为止。

将中和过的乙醇注入已装好试样的锥形烧瓶中，并装上回流冷凝管。在不断摇动下，将溶液煮沸 5 min。

在煮沸过的混合液中加入 0.5 mL 碱性蓝 6B（或甲酚红）溶液，趁热用浓度为 0.05 mol/L 的 KOH 乙醇溶液滴定，直至乙醇层由蓝色变成浅红色（或由黄色变成紫红色）为止。

对于在滴定终点不能呈现浅红色（或紫红色）的试样，允许滴定达到混合液的原有颜色开始明显改变时作为终点。

在每次滴定过程中，自锥形烧瓶停止加热到滴定达到终点所经过的时间不应超过 3 min。

重复测定两个结果的算数平均值作为试样的酸值。酸值按式（7.4-30）计算。平行测定两个结果的差数不应超过表 4-11 规定，否则应重新试验。

4）方法Ⅳ　称取试样 5.0 g±0.000 2 g 置于 300 mL 锥形瓶中，加入中和过的无水乙醇 20 mL 和中和过的苯 20 mL，振荡 1 min 后，使之溶解，再加入酚酞溶液 2 滴，摇荡 30 s，用浓度为 0.1 mol/L 的 KOH 标准溶液滴定至试液呈红色。此红色深度与用中和后乙醇做空白试验所呈颜色相同。酸价按式（7.4-30）计算。

表 7.4-11　酸值测定结果的允许误差

mg KOH/g

酸　值	允许误差数
<0.1	0.02
>0.1～0.5	0.05
>0.5～1.0	0.07
>1.0～2.0	0.10

（6）酸度

酸度（S_d）是指植物油中游离脂肪酸所占的质量分数。

1）方法Ⅰ（适用于植物油黏结剂）　酸度可用式（7.4-31）从 1.3.3（5）酸价的测定结果计算得到。

$$S_d = \frac{Vc_{KOH}M\ (S)}{10 \times m} \quad (7.4\text{-}31)$$

式中，S_d 为油脂的酸度，%；M(S)为表示选用酸的摩尔质量，g/mol；V 为滴定消耗的 KOH 标准溶液体积，mL；c_{KOH} 为 KOH 标准溶液的浓度，mol/L；m 为试样质量，g。

2）方法Ⅱ（适用于淀粉、糊精类黏结剂）　称取试样 10 g±0.001 g，置于锥形瓶中，加入 100 mL 蒸馏水，振摇，加酚酞指示剂 5～8 滴，用浓度为 0.1 mol/L 的 NaOH 标准溶液滴定，将近终点时再加酚酞指示剂 5～6 滴，滴定至微红色，以在 15 s 内不变色为终点。酸度按式（7.4-32）计算。

$$w\ (S) = \frac{Vc_{NaOH}}{m} \times 100\% \quad (7.4\text{-}32)$$

式中，w（S）为淀粉、糊精的酸度，%；V 为滴定所消耗的 0.1 mol/L NaOH 标准溶液的体积，mL；c_{NaOH} 为 NaOH 标准溶液的浓度，mol/L；m 为试样质量，g。

（7）凝固点

凝固点指合脂或渣油黏结剂从液体转变为固体时的温度。

凝固点测定装置如图 7.4-21 所示。称取 15～20 g 固体样品或量取 15 mL 液体样品，置于干燥试管中。固体样品应在超过熔点温度的热浴容器内熔化，并加热至高于其凝固点约 10℃。将温度计插入试管中，距管底部 10 mm。然后将试管放入低于凝固点 5～7℃ 的冷却浴中（不使温度计接触管壁），使样品冷却至低于凝固点 3～5℃ 时，迅速移入事先浸在上述冷却浴的套管中，用温度计搅动样品至样品凝固，此时温度升高达一定数值，并且于该点保持短暂时间不变，然后开始下降，取此短暂不变的温度作为试样的凝固点。

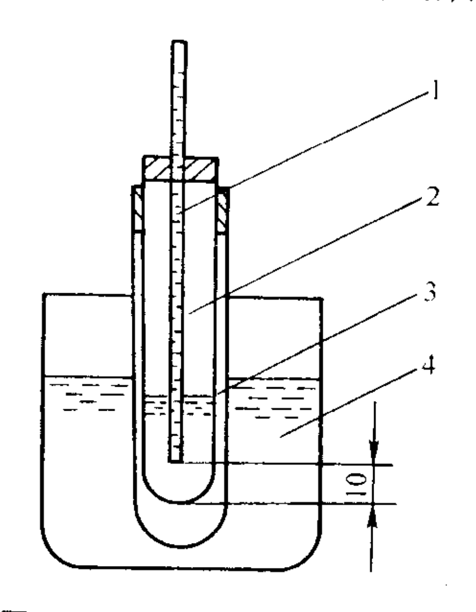


图 7.4-21　凝固点测定装置示意图

1—温度计；2—干燥试管；3—套管；4—冷却浴

(8) 固形物含量（标准方法，JB/T 2755—1980）

固形物含量表示纸浆、木浆、糖浆黏结剂中含有固形物的质量分数。

称取试样 25 g±0.01g 置于 250 mL 容量瓶中，加入少量 40~60℃蒸馏水溶解，冷却后用蒸馏水稀释到刻度。吸取 10 mL 稀释试样于已恒重的坩埚或称量瓶中，置于 105℃±1℃烘箱中，烘至恒重后称重，精确到 0.000 1 g。试样中固形物含量用式（7.4-33）进行计算。

$$w(G)=\frac{m-m_1}{25\times\frac{10}{250}}\times100\% \qquad (7.4\text{-}33)$$

式中，$w(G)$为固形物含量，%；m 为固形物与称量瓶总质量，g；m_1 为称量瓶质量，g。

(9) 水不溶物（标准方法，JB/T 2755—1980）

水不溶物表示纸浆、木浆、糖浆黏结剂中不溶于水的物质的质量分数。

水不溶物测定的试样制备同 1.3.3（8）。测定时，准确吸取 20 mL 稀释试样于烧杯中，用已知恒重的滤纸，在直径为 70 mm 的漏斗上过滤，再用 500 mL 40~60℃蒸馏水分数次洗涤沉淀，然后将滤纸与沉淀物放入称量瓶中，置于 105℃±1℃烘箱中烘至恒重，放入干燥器中冷却至室温，精确称重到 0.000 1 g。水不溶物含量可按式（7.4-34）进行计算。

$$w(H_2O)=\frac{m-m_1}{25\times\frac{20}{250}w(G)}\times100\% \qquad (7.4\text{-}34)$$

式中，$w(H_2O)$为试样水不溶物含量，%；m 为滤纸和沉淀物总质量，g；m_1 为滤纸的质量，g；$25\times\frac{20}{250}w$（G）为试样固形物总质量，g。

(10) pH 值

取 20 mL 试样置于 30 mL 烧杯中，而后按 1.2.9 检测方法进行测定。

(11) 灰分

灰分指黏结剂经完全燃烧后残留的不燃烧物的质量分数。

用已在 800℃±10℃马弗炉中灼烧至恒重的坩埚，称取试样 1 g±0.001 g，预先在电炉上进行炭化。然后，放入 800℃±10℃马弗炉内灼烧 2 h 后取出，放入干燥器中冷却 40 min 后称重，再放入马弗炉中灼烧 1 h 后取出，在干燥器中冷却40 min后称重，直至恒重为止。试样的灰分可按式（7.4-35）计算。

$$w(H)=\frac{m_2-m_1}{m}\times100\% \qquad (7.4\text{-}35)$$

式中，$w(H)$为试样的灰分含量，%；m_1 为坩埚恒重后的质量，g；m_2 为坩埚与试样灼烧至恒重后的质量，g；m 为试样的质量，g。

(12) 总酸度

总酸度指黏结剂中含酸性物质的质量分数（以乳酸计）。

称取试样 5 g±0.001 g，置于 100 mL 容量瓶中，加水约 90 mL，用玻璃棒搅拌后，再用水稀释至刻度。将此液移至 250 mL 锥形瓶中，加酚酞指示剂 3~4 滴，用浓度为 0.1 mol/L 的 NaOH 溶液滴定至红色为终点。总酸度按式（7.4-36）计算。

$$w(S)=\frac{0.9Vc_{NaOH}}{m}\times100\% \qquad (7.4\text{-}36)$$

式中，$w(S)$为总酸度（以乳酸计），%；V 为滴定所消耗的 0.1 mol/L NaOH 标准溶液的体积，mL；c_{NaOH} 为 NaOH 标准溶液的浓度，mol/L；m 为试样质量，g；0.9 为乳酸常数。

(13) 含水量

将试样充分混合，用已烘干的称量瓶称取试样 2~5 g（精确至 0.001 g），放入 105℃的烘箱中烘 3 h，取出后置于干燥器中冷却，称重，含水量按式（7.4-37）计算。

$$w(H_2O)=\frac{m_1-m_2}{m}\times100\% \qquad (7.4\text{-}37)$$

式中，$w(H_2O)$ 为试样含水量，%；m_1 为称量瓶及试样烘干前质量，g；m_2 为称量瓶及试样烘干后质量，g；m 为试样质量，g。

(14) 溶解度

溶解度指 100 g 水所能溶解的固体黏结剂试样的最大质量。

称取试样 25 g±0.001 g，加少量蒸馏水搅匀，至块状完全溶解消失，再倒入 250 mL 容量瓶中，加 20℃蒸馏水至刻度，振摇 1 h，过滤，吸取滤液 10 mL，置于已知质量的干燥蒸发皿中，在水浴上蒸干，再于 105℃下干燥至恒重。试样溶解度按式（7.4-38）计算。

$$X_{溶解度}=\frac{m_1}{25\times\frac{10}{250}[1-w(H_2O)]} \qquad (7.4\text{-}38)$$

式中，$X_{溶解度}$ 为溶解度，g；m_1 为干固物的质量，g；$w(H_2O)$为试样的含水量，%。

(15) 细度

称取样品 100 g 置于 0.150 mm 筛子内振摇（约 15 min），直至残留粉粒不再漏下为止，取出称量。试样细度按式（7.4-39）进行计算。

$$X_1=\frac{m-m_c}{m}\times100\% \qquad (7.4\text{-}39)$$

式中，X_1 为样品细度，%；m 为样品质量，g；m_c 为残留粉料质量，g。

1.3.4 合成树脂黏结剂

铸造用合成树脂黏结剂（简称树脂）是由多种化工原料在一定的条件下聚合而成。按其化学结构可分为呋喃树脂、酚醛树脂、酚脲烷树脂、聚丙烯酸树脂、聚乙烯醇树脂等；按造型及制芯工艺又可分为热硬（热芯盒、壳形、烘干）树脂、气硬（CO_2、SO_2、三乙胺、甲酸甲酯）树脂、自硬树脂等。

下述检测方法中，有的项目只适合一种或几种树脂而不是所有树脂，读者可根据树脂种类的不同选择检验项目。

(1) 密度

适用于液态树脂。

1) 密度瓶法（标准方法，GB/T 2540—1981） 首先测定密度瓶 20℃时的水值。先清除密度瓶和塞子的油污，用铬酸洗液彻底清洗，用水清洗后，再用蒸馏水冲洗并进行烘干。将冷却至室温的密度瓶精确称重（准确至 0.000 2 g），然后放入 20℃±0.1℃的恒温水浴中使之恒温（注意不要浸没密度瓶上端）。然后用移液管将新煮沸并冷却至 20℃的蒸馏水装满密度瓶，盖上瓶塞，再放入水浴中，并在水浴中保持 30 min，使温度达到平衡。在瓶中没有气泡，液面不再变动时，将过剩的水用滤纸吸去。吸去标线以上部分的水后，盖上磨口塞。从水浴中取出密度瓶，仔细用绸布将其外部擦干，称重（精确至 0.0002 g），则密度瓶 20℃时的水值可按式（7.4-40）计算。

$$m_0=m_2-m_1 \qquad (7.4\text{-}40)$$

式中，m_0 为密度瓶的水值，g；m_1 为空密度瓶的质量，g；m_2 为装有 20℃水的密度瓶的质量，g。

密度瓶的水值应测定 3~5 次，取其算术平均值作为该密度瓶的水值。如果要测定树脂在温度 t 时的密度，则可在所需温度 t 测定密度瓶的水值。

将试样用注射器小心注入已确定水值和质量的清洁、干燥的密度瓶中，放上塞子，浸入恒温水浴中直到顶部，注意

不要浸没密度瓶瓶塞。在水浴中恒温时间不得少于 20 min，待温度达到平衡，没有气泡，试样表面不再变动时，吸去过剩的试样，盖上磨口塞。从水浴中取出密度瓶，仔细擦干其外部，称重（精确至 0.000 2 g）。试样的密度可按式（7.4-41）计算。

$$\rho = \frac{(m_3 - m_1) \times 0.998\,20 - 0.001\,2}{m_0} + 0.001\,2 \tag{7.4-41}$$

式中，ρ 为树脂样品的密度；m_1 为空密度瓶的质量，g；m_3 为装有试样的密度瓶的质量，g；m_0 为 20℃时，密度瓶的水值，g；0.998 20 为水在 20℃时的密度，g/cm³；0.001 2 为空气在 20℃和压力 101.325 kPa 时的密度，g/cm³。

2）密度计法　检测方法见 1.3.2（1）。

（2）黏度

液态树脂的运动黏度测定可用三种方法，即旋转黏度计法、毛细管黏度计法和黏度杯法。

1）旋转黏度计法（标准方法，GB/T 2794—1995）　检测方法同 1.3.2.2。

2）毛细管黏度计法（标准方法，JB/T 3828—1999）　将清洁干燥的毛细管黏度计（内径 0.4～6 mm，结构如图 4.4-22 所示）倒置，用手指堵严管身 6 的管口，然后将管身 4 插入被测树脂试样的液面之下，同时将洗耳球接入支管 5 上，将树脂试样吸到标线 b。同时注意不要使管身 4、扩张部分 2 和 3 中的树脂液产生气泡或间隙，当液面达到标线 b 时，从树脂液中提起黏度计，并将其恢复到正置状态，然后将此黏度计垂直放置于 20℃ ± 0.1℃ 的恒温水浴中，恒温 20 min。用洗耳球从管身 4 的管口将黏度计中树脂试样吸入扩张部分 2，使树脂液面稍高于标线 a（注意：在毛细管及扩张部分 2 中的树脂液不应产生气泡和断隙），待液面下降到正好到达标线 a 时，开动秒表；液面正好降到标线 b 时，停止秒表，记下这段流动时间，应重复测定 3 次，三次试验结果的算术平均值作为该批树脂样品的毛细管黏度值。3 次测定值中的任一值与平均值的偏差应在 ± 2.5% 范围内，否则应重测。树脂试样在 20℃时的黏度按式（7.4-42）计算。

$$\eta = Kt \tag{7.4-42}$$

式中，η 为运动黏度，mPa·s；K 为黏度计常数，mPa；t 为树脂试样流过黏度计标线 a 到 b 所需的时间，s。

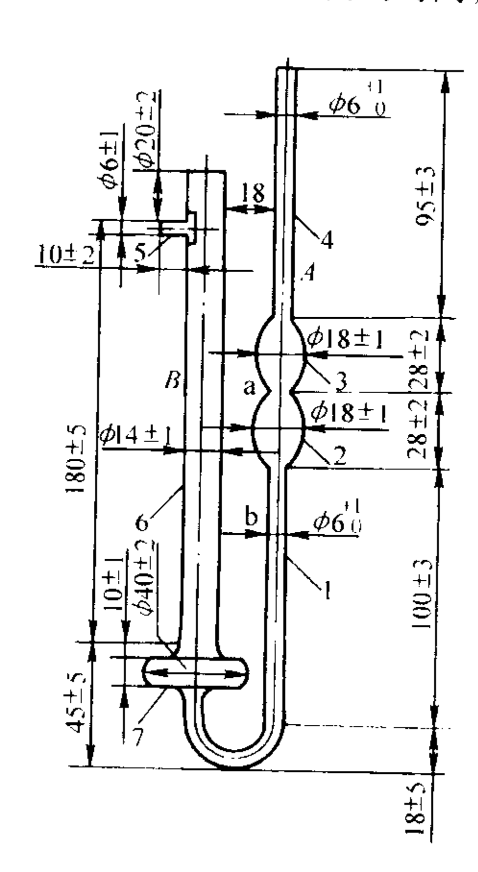


图 7.4-22　毛细管黏度计

1—毛细管；2、3、7—扩张部分；4、6—管身；5—支管；a、b—标线

3）黏度杯法（标准方法，JB/T 3828—1999）　检测方法同 1.3.3 节。

（3）软化点

固体树脂表面发生软化时的最低温度。

环球法：软化点测定器如图 7.4-23、图 7.4-24 所示。

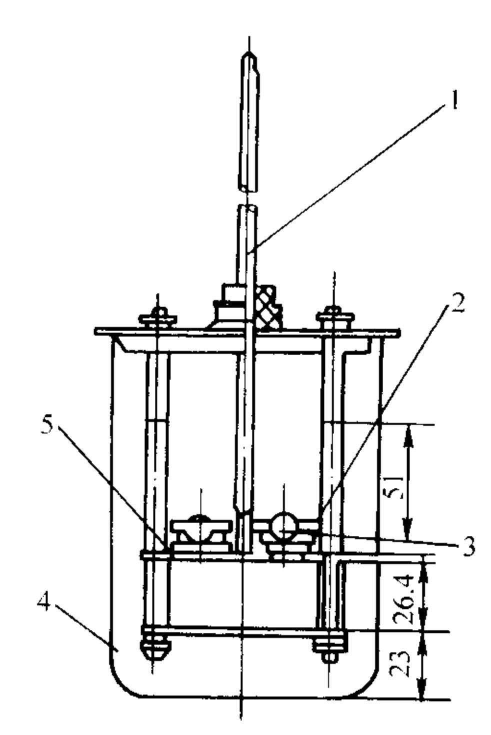


图 7.4-23　软化点测定器示意图

1—温度计；2—钢球定位器；3—钢球；4—烧杯；5—环架板

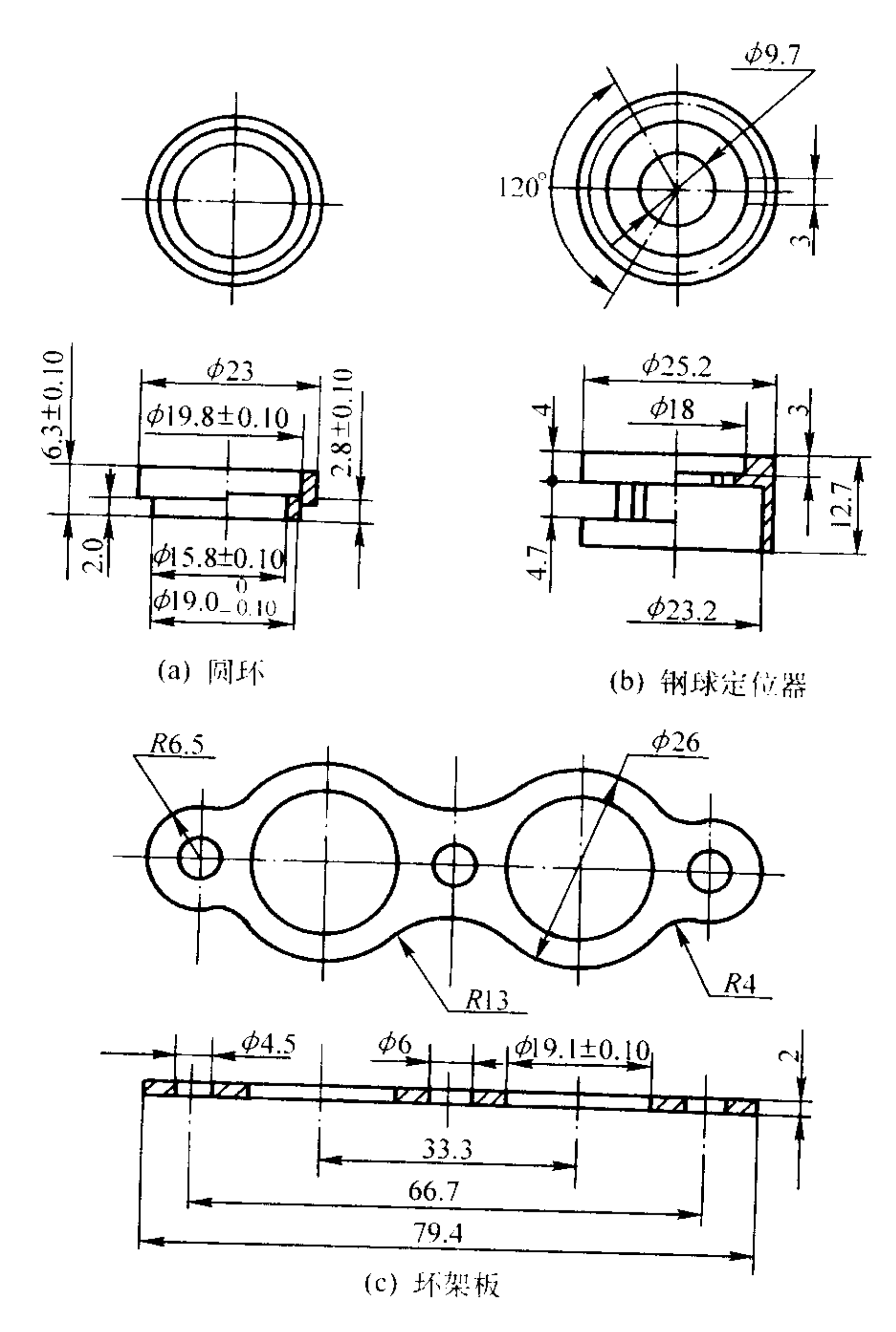


图 7.4-24　软化点测定器附件图

1）钢球（ϕ9.5 mm、3.5 g ± 0.05 mg，表面应光滑、无锈）。

2）环架板与平板间距离为 25.4 mm，平板与烧杯底间距为 13 mm，环架板至水面刻度线距离为 51 mm。

3）环架板和平板的表面粗糙度值应大于 2.5 μm，其不

平直度小于0.35%。

4）温度计，为内标式，浸没高度 55 mm，尾长 100 mm，刻度范围 30～100℃，最小分度为0.2℃，水银球外径5.0 mm ±0.5 mm，水银球长 8 mm±2 mm，全长 380 mm±10 mm。

5）烧杯，容量约为 800 mL，直径 90 mm，高度不低于 140 mm。

取粉碎至直径近 5 mm 的试样约 5 g 置于器皿中，慢慢加热使之在尽可能低的温度下熔融，避免产生气泡和发烟。将熔融的试样立即注入平放在铜板上预热的圆环中，待试样完全凝固后，轻轻移去铜片。环内应充满试样，表面稍有凸起，用电熨斗熨平后，备作试验用。如环内试样有凹下或气泡等情况，应重新制作。

将准备好的试样圆环放在环架板上，把钢球定位器装在圆环上，再把钢球放入钢球定位器中心。另从环架顶盖插入温度计，使水银球底部与圆环底面在同一平面上，然后将整个环架放入 800 mL烧杯内。

以上装置完成后，向烧杯中倾入新煮沸而再冷却至35℃以下的水，使环架板至水面保持 51 mm。放置 10 min 后，用可调节的电炉或其他热源加热，使水温每分钟升高 5℃±0.5℃，并不断地充分搅拌，使温度均匀上升，直至测定完毕。当试样包着钢球落至平板时，读取的温度数即为试样的软化点。

如试样软化点高于 80℃时，容器内传热液应改用甘油。

一个试样的两次平行试验结果允许相差 0.4℃，以其算术平均值为试样的软化点，精确至小数后第一位。

（4）聚合速度

聚合速度指固体树脂熔化后重新聚合的速度。

称取通过筛孔尺寸为 0.150 mm 试验筛的腹膜砂用固体酚醛树脂试样 9.0 g 和乌洛托品 1.0 g，均放入瓷研钵中，将其研细混匀后，称取混合料 1.0 g，放置在预先加热到150℃±1℃的测定板（见图 7.4-25）中部圆圈内（放入铁板圆圈内的试样要铺平）。当树脂全部熔化时开始计时，同时用刮刀不断搅动和拉丝（刮刀应与铁板同时预热），直至拉不成丝为止，所需的时间（s）即为树脂的聚合速度。

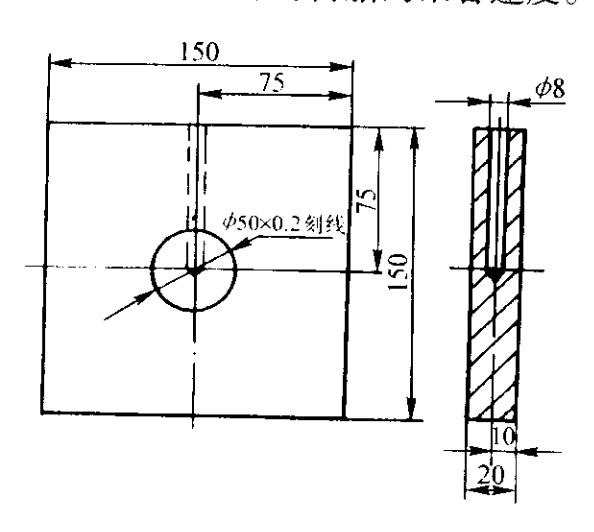


图 7.4-25 聚合速度测定板示意图

每个试样作三次试验，取其平均值为测定结果。但其中任何一个试验结果与平均值相差超过 10%时，应重新进行试验。

（5）流动性

固体树脂熔融时，在重力或外力的作用下，沿砂粒表面相对移动的能力。

称取通过筛孔尺寸为 0.150 mm 试验筛的壳型（芯）酚醛树脂试样 9.0 g，乌洛托品 1.0 g，均放入瓷研钵中将其研细混匀后，称取混合料 0.5 g，倒入预先加热到 80℃±5℃的流动性测定板（材质为铸铁，形状及尺寸见图 7.4-26）上的 ϕ20 mm 坑中，然后将测定板水平放置在 125℃的干燥箱中，加热 2 min 后即迅速将测定板从带坑的一头抬起，置于与水平面成 60°倾角的支架上，保温 15 min，然后将测定板从干燥箱中取出，用钢板尺以 ϕ20 mm 圆的中心为基点测量树脂流下的长度，以毫米表示，即为树脂的流动性。

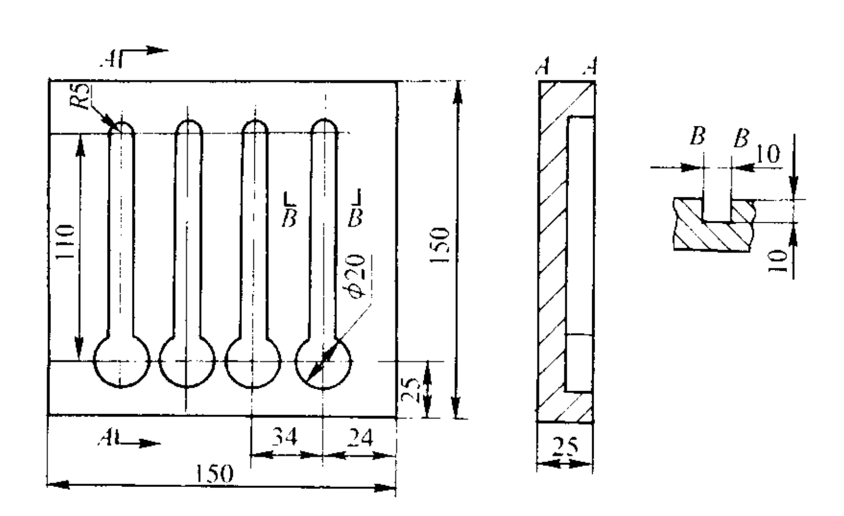


图 7.4-26 树脂流动性测定板

每个试样作三次试验，取其平均值为试验结果，但其中任何一个试验数据与平均值相差超过 10%时，应重新进行试验。

（6）固相含量

固相含量指液体树脂中不挥发物的质量分数。

称取试样 1 g±0.001 g，置于已知质量的干燥洁净的玻璃皿中，再将此玻璃皿置于 105℃±2℃的电烘箱内，使试样靠近烘箱内的温度计，烘干 3 h。取出玻璃皿放入干燥器中，冷却至室温称重。树脂试样的固相含量按式（7.4-43）计算。

$$w\ (\mathrm{G}) = \frac{m_2}{m_1} \times 100\% \qquad (7.4\text{-}43)$$

式中，w（G）为树脂试样的固相含量，%；m_1 为烘干前树脂试样的质量，g；m_2 为烘干后树脂试样的质量，g。

（7）游离酚（标准方法，JB/T 8834—1999）

在含有苯酚组分的树脂中，未参与缩聚反映的呈游离状态的苯酚的质量分数。

1）方法Ⅰ 游离酚测定蒸馏装置见图 7.4-27。

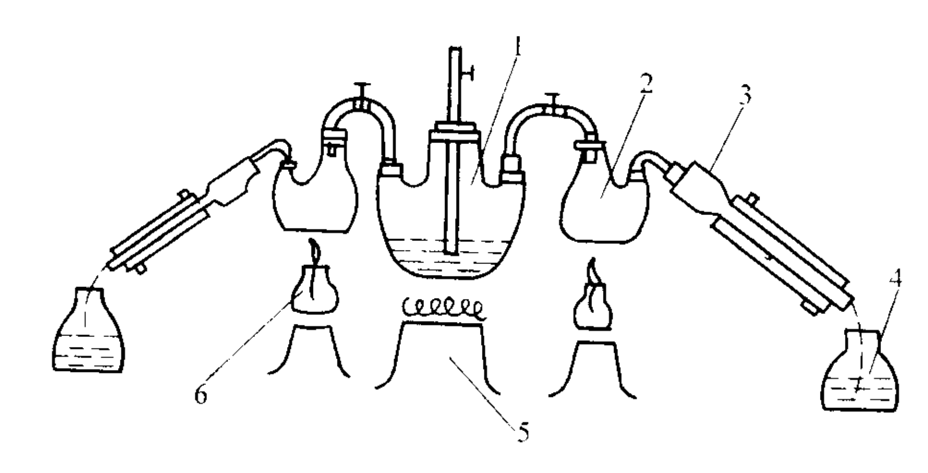


图 7.4-27 游离酚测定蒸馏装置图

1—水蒸汽发生器；2—分流烧瓶；3—冷凝管；4—磨口锥形瓶；5—电炉；6—酒精灯

称取试样 2 g±0.000 1 g，置于 500 mL 分馏瓶中，加入 20～30 mL 无水乙醇，待试样溶解后再加入 50 mL 蒸馏水。将分馏烧瓶与水蒸气发生器相连接，通入水蒸气蒸馏（水蒸气应通过玻璃管达到烧瓶底部），直至流出的蒸馏物不含酚为止（可用饱和溴水检查，如无白色沉淀物出现即表示酚已蒸完）。将蒸馏物接收在 500 mL 容量瓶中，用蒸馏水稀释至刻度，摇匀。

用移液管自接收瓶中吸出试液 25 mL（或 50 mL，视酚含量而定），置于 500 mL 磨口锥形瓶中，加入蒸馏水 25 mL 后，加入浓度为 0.1 mol/L 的 $KBrO_3$-KBr 溶液 25 mL，再加入 HCl（1+1）10 mL，立即将瓶塞塞紧，小心振荡后置于冷水

中（低于15 ℃），冷却5 min，然后加入KI溶液（质量分数20%）10 mL，塞紧瓶塞放置3 min后，取下瓶塞，用少量蒸馏水吹洗瓶塞及瓶壁，立即用浓度为0.1 mol/L硫代硫酸钠（$Na_2S_2O_3$）溶液滴定至淡黄色时，加入质量分数为1%的淀粉指示剂1 mL，继续滴定至蓝色消失为终点。按相同方法在相同条件下作空白试验。树脂中游离酚含量按式（7.4-44）计算。

$$w(\mathrm{Ph})=\frac{0.015\,68\,(V_2-V_1)\,V_A\,c_{Na_2S_2O_3}}{mV_B}\times100\% \tag{7.4-44}$$

式中，w（Ph）为游离酚含量,%；V_1 为滴定试样所消耗的 $Na_2S_2O_3$ 标准溶液的体积，mL；V_2 为空白试验所消耗的 $Na_2S_2O_3$ 标准溶液的体积，mL；$c_{Na_2S_2O_3}$ 为 $Na_2S_2O_3$ 标准溶液的浓度，mol/L；V_A 为接收蒸馏物容量瓶的体积，mL；V_B 为滴定时所吸取的试液的体积，mL；m 为试样的质量，g；0.015 68为与1mL浓度为1 mol/L的 $Na_2S_2O_3$ 相当的苯酚质量，g。

2）方法Ⅱ 本方法适用于酚醛改性树脂中游离酚含量的测定。

称取试样1 g±0.000 1 g，小心置于1 000 mL圆底烧瓶中，用20 mL乙醇溶解（水溶性树脂试样用20 mL蒸馏水溶解），再加50 mL蒸馏水，然后用水蒸气蒸馏出游离酚，将馏出物收集在1 000 mL容量瓶中，要求在40～50 min内蒸馏物达400～500 mL，然后取出蒸馏物少许，加几滴饱和溴水检验，至无白色沉淀，即可停止蒸馏，将蒸馏物用水稀释至1 000 mL刻度，充分摇匀。

用100 mL移液管吸出蒸馏物，移入500 mL带塞锥形瓶中，再用移液管吸取25 mL浓度为0.1 mol/L的溴溶液，再加5 mL的HCl，在室温下放置在暗处15 min，迅速加入质量分数为10%的KI溶液20 mL，在暗处再放10 min，加入氯仿1 mL，用浓度为0.1 mol/L的硫代硫酸钠（$Na_2S_2O_3$）标准溶液进行滴定，滴定至碘色将近消失时，加入质量分数为0.5%的淀粉指示剂1 mL，继续滴定至蓝色恰好消失为止。同时进行空白试验，吸取20 mL乙醇溶液稀释至1 000 mL，然后吸取该溶液100 mL，按上述步骤进行试验，如测定水溶性树脂试样，则以100 mL蒸馏水做空白试验。树脂的游离酚（Ph）含量可按式（7.4-45）计算。

$$w(\mathrm{Ph})=\frac{0.015\,67\,(V_1-V_2)\,c_{Na_2S_2O_3}}{m}\times100\% \tag{7.4-45}$$

式中，w（Ph）为树脂的游离酚含量,%；V_1 为空白试验消耗的硫代硫酸钠标准溶液的体积，mL；V_2 为试样试验消耗的硫代硫酸钠标准溶液的体积，mL；$c_{Na_2S_2O_3}$ 为硫代硫酸钠标准溶液的浓度，mol/L；0.015 67为1 mmol硫代硫酸钠相当的苯酚的质量，g/mmol；m 为试样的质量，g。

（8）游离甲醛

在含有甲醛组分的树脂中，未参与缩聚反映的呈游离状态的甲醛的质量分数。

测定树脂中游离甲醛的方法有氯化铵法和HCl羟胺法两种。氯化铵法适用于糠醇质量分数小于70%的呋喃树脂；对于糠醇质量分数大于70%的树脂，由于树脂本身已是棕黄色，氯化铵法的滴定终点不易掌握，会造成较大误差，故应选用HCl羟胺法来测定游离甲醛含量。

1）氯化铵法Ⅰ（标准方法，JB/T 3828—1999；热芯盒树脂） 称取试样2.5～3 g（精确至0.1 mg）置于250 mL磨口锥形瓶中，用少量水溶解后，加入10 mL质量分数为10%的 NH_4Cl 溶液，再加入25 mL浓度为0.5 mol/L的NaOH标准溶液（注意：不可颠倒加料顺序），塞紧瓶盖，在20℃恒温水浴中放置1 h后，加入溴百里酚蓝指示剂3滴，摇匀后用浓度为0.5 mol/L的HCl标准溶液进行滴定，至黄色为终点。记下所消耗的体积数，同时作空白试验。树脂试样的游离甲醛含量按式（7.4-46）计算。

$$w(\mathrm{CH_2O})=\frac{0.045\,03\,(V-V_1)\,c_{HCl}}{m}\times100\% \tag{7.4-46}$$

式中，w（CH_2O）为树脂的游离甲醛含量,%；V 为空白试验消耗的HCl标准溶液的体积，mL；V_1 为树脂试样试验消耗的HCl标准溶液的体积，mL；c_{HCl} 为HCl标准溶液的浓度，mol/L；0.045 03为与1 mmol HCl相当的以克表示的甲醛质量，g/mmol；m 为树脂试样的质量，g。

平行测定的允差不大于0.8%。

2）氯化铵法Ⅱ（标准方法，JB/T 7527—1994；自硬呋喃树脂） 用减量法称取树脂样品适量（精确至0.000 2 g）置于250 mL碘量瓶中，加入25 mL无水乙醇，使试样溶解，再加入10 mL质量分数为10%的氯化铵溶液和25 mL浓度为0.5 mol/L的NaOH溶液（注意不可颠倒加料顺序），塞紧瓶盖，加入少量蒸馏水，在20℃下放置1 h。然后，加入质量分数为0.1%的溴百里酚蓝指示剂4滴，摇匀后用浓度为0.5 mol/L的HCl标准溶液进行滴定，近终点时将样品移至250 mL烧杯中，放在磁力搅拌器上用酸度计控制pH值等于7，即达终点。同时作空白试验。

空白试验除不加试样外，需与测定试样采用完全相同的分析步骤、试剂和用量（滴定中标准滴定试剂溶液的用量除外），进行平行操作。树脂的游离甲醛含量按式（7.4-47）计算。

$$w(\mathrm{CH_2O})=\frac{0.045\,03\,(V-V_0)\,c_{HCl}}{m}\times100\% \tag{7.4-47}$$

式中，w（CH_2O）为树脂的游离甲醛含量,%；V_0 为空白试验中消耗HCl标准滴定溶液的体积，mL；V 为试样测定中消耗HCl标准滴定溶液的体积，mL；c_{HCl} 为HCl标准溶液的摩尔浓度，mol/L；m 为试样质量，g；0.045 03为与1mmol HCl相当的甲醛的质量，g/mmol。

取平行测定结果的平均值为树脂游离甲醛含量的测定结果，允许相对偏差不大于20%。

3）盐酸羟胺法 称取试样2 g±0.000 1 g，加入50 mL的乙醇溶液溶解于200 mL烧杯中，加入少许水，用浓度为0.1 mol/L的HCl溶液滴定，滴定至酸度计上pH值等于4.0时为终点。用移液管加入10 mL质量分数为10%的HCl羟胺溶液，在室温下放置10 min，然后用浓度为0.5 mol/L的NaOH溶液滴定至pH值等于4.0时为终点（用酸度计测定）。同时，用50 mL乙醇代替试液进行空白试验。树脂的游离甲醛含量可按式（7.4-48）计算。

$$w(\mathrm{CH_2O})=\frac{0.300\,3\,(V-V_1)\,c_{NaOH}}{m}\times100\% \tag{7.4-48}$$

式中，w（CH_2O）为树脂的游离甲醛含量,%；V_1 为空白试验消耗的NaOH标准溶液的体积，mL；V 为滴定试样消耗的NaOH溶液的体积，mL；c_{NaOH} 为NaOH标准溶液的浓度，mol/L；0.300 3为与1 mmol的NaOH相当的以克表示的甲醛质量，g/mmol；m 为树脂试样的质量，g。

（9）含氮量

含氮量指树脂中含有氮的质量分数。

1）方法一（标准方法，JB/T 3828—1999） 本方法适用于测定含有尿素的树脂的含氮量。

测定装置见图7.4-28。在已知质量的3.5 cm×2.5 cm的滤纸上，称取树脂试样0.1～0.14 g，包好放入盛有0.2 g无

水硫酸铜（$CuSO_4$）、10 g 过硫酸钾（$K_2S_2O_8$）及 10 mL 浓 H_2SO_4 的凯氏长颈烧瓶中，用小火缓缓加热，并摇动凯氏瓶，以免反应激烈，而使试样溅在瓶壁。待反应平息后，开大火加热直到溶液清澈透明为止。用煤气灯烘烤凯氏长颈烧瓶侧面下部，使内盛溶液回流，以洗下溅到瓶壁的样品，然后用大火加热 15～20 min 后冷却。加入 200 mL 无离子蒸馏水于凯氏长颈烧瓶中，摇动使盐类全部溶解，加入 50 mL NaOH 溶液，迅速安装蒸馏装置，并将直形冷凝管下部插入吸收器（250 mL 锥形烧杯）的液面下 3～4 mm 处。吸收器内盛有 50 mL 质量分数为 4% 硼酸水溶液，以小火直接加热凯氏长颈烧瓶，待吸收器内溶液达到 200 mL 左右时，用 pH 试纸试验。若蒸馏液无碱性或凯氏瓶内产生爆沸时，表示蒸馏已结束。

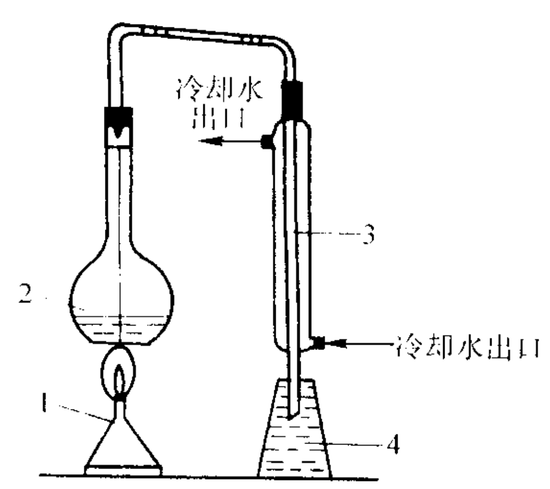


图 7.4-28　热芯盒树脂含氮量测定装置示意图

1—煤气灯；2—凯氏长颈烧瓶；3—冷凝器；4—吸收器

取下吸收器，用蒸馏水洗涤冷凝器，洗液并入原吸收溶液中，将吸收器内溶液移到 500 mL 锥形烧瓶中，加入混合指示剂数滴，以浓度为 0.05 mol/L 的 HCl 标准溶液滴定，试液从绿色变为红色时为终点。同时进行空白试验。树脂试样含氮量按式（7.4-49）计算。

$$w\text{（N）} = \frac{0.01401\ (V_1 - V_2)\ c_{HCl}}{m} \times 100\% \qquad (7.4\text{-}49)$$

式中，w（N）为树脂含氮量，%；V_1 为试样试验消耗的 HCl 标准溶液的体积，mL；V_2 为空白试验消耗的 HCl 标准溶液的体积，mL；c_{HCl} 为 HCl 标准溶液的浓度，mol/L；0.014 01 为与 1 mmol HCl 相当的以克表示的氮的质量，g/mmol；m 为树脂试样的质量，g。

两个平行测定的结果（值）允差不大于 0.2%。

2）方法二（标准方法，JB/T 7527—1994）

① 测定原理　将有机化合物中的氮转变成氨，以硼酸溶液吸收蒸馏出的氨，用酸碱滴定法测定含氮量。

② 检测方法　用减量法称取树脂样品 0.1～0.3 g（精确至 0.000 2 g）置于 500 mL 凯氏定氮瓶中，加入 0.2 g 硫酸铜，10 g 过硫酸钾及 10 mL 浓硫酸，瓶口置一玻璃漏斗，然后将烧瓶按 45°斜置装好。缓缓加热，使溶液温度保持在沸点以下。泡沫停止发生后强火使其沸腾，溶液由黑色逐渐转为透明，再继续加热 30 min 后冷却。加入 200 mL 蒸馏水于凯氏定氮瓶中，摇动使盐类全部溶解，放入少许玻璃球，加入质量分数为 50% 的 NaOH 溶液 50 mL，迅速装好蒸馏装置，并将冷凝管插入吸收器液面下 3～4 mm 处。吸收器（即 500 mL 锥形瓶）内盛质量分数为 4% 硼酸溶液 50 mL，以电炉直接加热凯氏定氮瓶，待吸收器内溶液达到 200 mL 左右时，用 pH 试纸试之，蒸馏液无碱性或凯氏定氮瓶内产生爆沸时，表示蒸馏已结束。取下吸收器，用蒸馏水洗涤冷凝管，洗液并入吸收器溶液中，加入混合指示剂 6 滴，以 HCl 标准溶液滴定至溶液由绿色变为粉红色为终点，同时作空白试验。

空白试验除不加试样外，需与测定采用完全相同的分析步骤、试剂和用量（滴定中标准滴定溶液的用量除外），进行平行操作。树脂的含氮量按式（7.4-50）计算。

$$w\text{（N）} = \frac{0.01401\ (V - V_0)\ c_{HCl}}{m} \times 100\% \qquad (7.4\text{-}50)$$

式中，w（N）为树脂的含氮量，%；V_0 为空白试验中消耗 HCl 标准溶液的体积，mL；V 为样品测定中消耗 HCl 标准溶液的体积，mL；c_{HCl} 为 HCl 标准溶液的摩尔浓度，mol/L；m 为试样质量，g；0.014 01 为与 1 mmol HCl 相当的氮的质量，g/mmol。

取平行测定结果的平均值作为树脂含氮量的测定结果，其允许相对偏差不大于 5%。

（10）含水量

含水量指树脂中含有水的质量分数。

1）蒸馏法　本方法适用于固态树脂。水分测定装置见图 7.4-29。

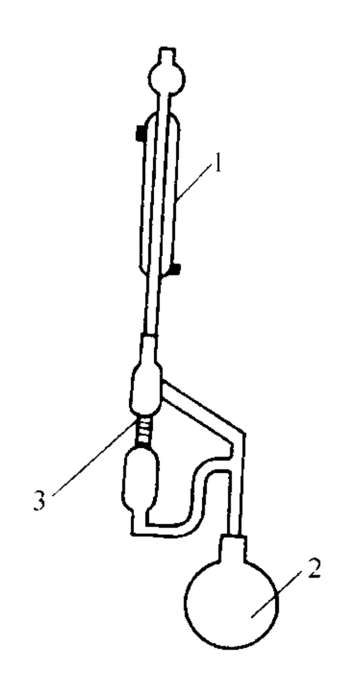


图 7.4-29　水分测定装置图

1—直形冷凝管；2—圆底烧瓶；3—接收管

称取固体树脂试样 10 g（精确至 1 mg），置于洁净干燥的 250 mL 圆底烧瓶中。加入 60 mL 苯液及 40 mL 甲酚，再加入氟石以保证均匀沸腾。接上蒸馏接收管，冷凝管的上端装一氯化钙（$CaCl_2$）干燥管，避免空气中的水分进入冷凝管内部凝结。在油浴上加热，缓缓升温。试样熔化后即升高油浴温度，使之沸腾回流，控制回流速度为每秒 2 滴。待大部分水分出来之后，提高回流速度至每秒 4 滴。接收管不增加水量时，再回流 15 min。然后静置冷却。称量接收管内水的质量。树脂含水量可按式（7.4-51）计算。

$$w\text{（}H_2O\text{）} = \frac{m_1}{m} \times 100\% \qquad (7.4\text{-}51)$$

式中，w（H_2O）为树脂含水量，%；m_1 为蒸馏器接收管内水的质量，g；m 为试样质量，g。

2）共沸蒸馏法　称取试样 20 g ± 0.2 g，置于专用蒸馏瓶中，加入甲苯 200 mL，摇动使之混合，放入 4～5 片瓷片，用电炉升温，注意接近沸点时升温速度控制应小于 5℃/min。开始回流后，控制回流速度在 2～4 滴/s 间，回流达到 2 h 停止加热回流，读取承接管中水的体积毫升数。注意，如果树脂中水分含量高，超过承接管的刻度，应减少试样数量，重新进行测量。水分含量按式（7.4-51）计算。

注意：甲苯的沸点为 110.8℃，有毒、易燃、操作时应注意安全。

3）玻璃表面皿烘干测定法　称取树脂试样 0.5 g ± 0.001 g，置于已知质量的玻璃表面皿中，于 105℃ ± 0.5℃ 电烘箱中烘 3 h，取出玻璃表面皿放入干燥器中冷却至室温，称重，直至恒重为止，含水量按式（7.4-52）计算。

$$w\text{（}H_2O\text{）} = \frac{m - m_2}{m - m_1} \times 100\% - w\text{（}CH_2O\text{）} \qquad (7.4\text{-}52)$$

式中，w（H_2O）为树脂含水量，%；m 为试样与玻璃表面皿的质量，g；m_1 为空的玻璃表面皿的质量，g；m_2 为烘干后试样和表面皿的质量，g；w（CH_2O）为树脂中游离甲醛含量，%。

此法在已知树脂中游离甲醛含量时操作简单，但精度不够高，适用于要求不高的场合进行快速分析。

4）气相色谱法　用气相色谱法测定树脂含水量有较高的精确度，常用的气相色谱仪的型号有 102－G、SP－2304A 和 SP－2305。具体操作方法按仪器的规定进行。

（11）pH 值（标准方法，JB/T 3828—1999）

pH 值表示在树脂中含有能溶于水的碱性物质或酸性物质的多少。

1）酸度计法　用移液管吸取 25 mL 树脂样品，置于 50 mL烧杯中。检测方法见 1.3.1（10）。

2）精密 pH 试纸法。用干燥洁净的移液管吸取 25 mL 样品，置于 50 mL 烧杯中，取一条精密 pH 试纸，放入被测样品中浸渗 0.5 s，立即取出试纸与 pH 标准色板比较，测得颜色与色板相同或相近的 pH 值颜色即为被测树脂样品的 pH 值。

（12）异氰酸根

聚异氰酸酯树脂中含有异氰酸根的质量分数。

称取试样 0.5 g±0.000 1 g 置于 500 mL 磨口锥形瓶中，加入 20 mL 甲苯，待试样溶解后，用移液管加入 20 mL 六氢吡啶甲苯溶液，摇匀，放置 30 min 后，加入 120 mL 乙醇和 6～8 滴溴甲酚绿指示剂，用浓度为 0.1 mol/L 的 HCl 标准溶液滴定至溶液由蓝色变为黄色即为终点。同时作空白试验。异氰酸根按式（7.4-53）计算。

$$w(\mathrm{YQ}) = \frac{0.042\,02\,(V_1 - V_2)\,c_{\mathrm{HCl}}}{m} \times 100\% \qquad (7.4\text{-}53)$$

式中，w（YQ）为异氰酸根含量，%；V_1 为滴定试样溶液消耗 HCl 标准溶液的体积，mL；V_2 为滴定空白溶液消耗 HCl 标准溶液的体积，mL；c_{HCl} 为 HCl 标准溶液的浓度，mol/L；m 为试样质量，g；0.042 02 为 1 mmol HCl 相当于异氰酸根（—NCO）的质量，g/mmol。

1.4　附加物

型（芯）砂中除了原砂和黏结剂以外的材料统称为附加物。由于种类繁杂、品种众多、作用各一、用量多寡不同，因此很难用统一的方法来检测。有些材料即可作为黏结剂又可作为附加物使用，其性能检测方法可查看黏结剂部分。还有一些材料由于使用范围较窄、用量较小，其检测方法在此没有列出，若读者需要，可自行查看相关资料。另有一些材料主要用于制作涂料，也可用作型（芯）砂的附加物，可查看涂料的相关部分。

这里仅列出了量大面广的煤粉及其代用材料和磺酸类固化剂的检测方法。

1.4.1　煤粉及其代用材料

主要用于湿型砂的抗粘砂材料。

（1）粒度（标准方法，GB/T 2684—1981）

检测方法见 1.2.5。

（2）含水量（标准方法，GB/T 212—1991）

水的质量占煤粉试样的质量分数。

1）通氮干燥法　称取一定量的空气干燥煤粉试样，置于 105～110℃干燥箱中，在干燥氮气流中干燥到质量恒定。根据煤粉试样的质量损失计算出水分的质量分数。

用预先烘干并精确称重至 0.000 2 g 的称量瓶称取粒度为 0.2 mm 以下的空气干燥煤粉试样 1 g±0.1 g，精确至 0.000 2 g，平摊在称量瓶中。打开称量瓶盖，放入预先通入干燥氮气并已加热到 105～110℃的烘箱中，烘干 1 h。从电干燥箱中取出称量瓶，立即盖上盖，在空气中冷却 2～3 min 后，放入干燥器中冷却至室温，进行称重。然后再放入电干燥箱中，每 30 min 取出称重一次，直至两次称量之差小于 0.001 g 时为止。煤粉的含水量按式（7.4-54）计算。

$$w(\mathrm{S}) = \frac{m_1 - m_2}{m_1} \times 100\% \qquad (7.4\text{-}54)$$

式中，w（S）为煤粉含水的质量分数，%；m_1 为烘干前试样的质量，g；m_2 为烘干至恒重时试样的质量，g。

2）甲苯蒸馏法　蒸馏装置见图 7.4-30。

称取粒度为 0.2 mm 以下的空气干燥煤粉试样 25 g±0.001 g，移入干燥的圆底烧瓶中，加入约 80 mL 甲苯。为防止喷溅，可放适当碎玻璃片或小玻璃球。安装好蒸馏装置（见图 7.4-30）。在冷凝管中通冷水。加热蒸馏瓶至试样沸腾，并控制加热温度使从冷凝管口滴下液滴为每秒 2～4 滴，直到馏出液清澈，在 5 min 内不再有细小水泡出现为止。冷却至室温，读取水的体积，并按校正后的体积由回收曲线查出煤样中水的实际体积（V）。煤粉的含水量按式（7.4-55）计算。

$$w(\mathrm{S}) = \frac{V\rho}{m} \times 100\% \qquad (7.4\text{-}55)$$

式中，w（S）为煤粉含水的质量分数，%；V 为由回收曲线图上查出的水的体积，mL；ρ 为水的密度，g/cm³ 或 g/mL，20℃时取 1.00 g/mL；m 为煤粉试样的质量，g。

用微量滴定管准确量取 0、1、2、3、…、10 mL 蒸馏水，分别放入蒸馏瓶中。每瓶各加 80 mL 甲苯，然后按上述方法进行蒸馏。根据水的加入量和实际蒸出的毫升数绘制回收曲线。更换试剂时，需重画回收曲线。

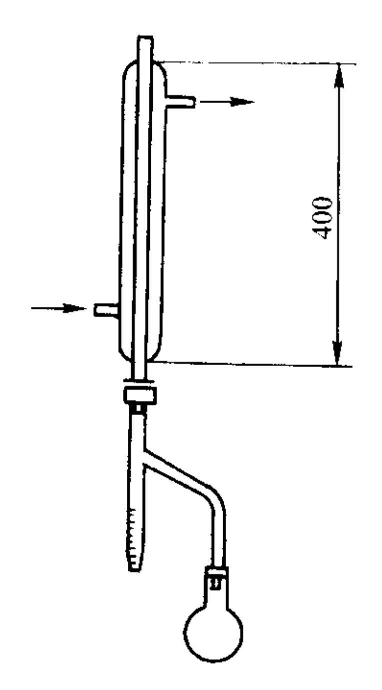


图 7.4-30　蒸馏装置示意图

3）空气干燥法　称取一定量的空气干燥煤粉试样，置于 105～110℃干燥箱中，在空气流中干燥到质量恒定。根据煤粉试样的质量损失计算出试样的水分含量。

用预先烘干并精确称重至 0.000 2 g 的称量瓶称取粒度为 0.2 mm 以下的空气干燥煤粉试样 1 g±0.1 g，平摊在称量瓶中。打开称量瓶盖，放入预先鼓风并已加热到 105～110℃的烘箱中，在一直鼓风的条件下，烘干 1 h。从电干燥箱中取出称量瓶，立即盖上盖，在空气中冷却 2～3 min 后，放入干燥器中冷却至室温，进行称重。然后再放入电干燥箱中，每 30 min 取出称重一次，直至两次称量之差小于 0.001 g 时为止。煤粉的含水量按式（7.4-54）计算。

（3）硫含量（标准方法，GB/T 214—1996）

煤粉中含硫的质量分数。测定方法有艾士卡法、库仑法和高温燃烧中和法三种，在铸造生产中，一般只采用艾士卡法。

艾士卡法是将煤粉试样与艾士卡试剂混合灼烧，煤中硫

生成硫酸盐，然后使硫酸根离子生成硫酸钡沉淀，通过测定硫酸钡沉淀量确定煤中硫含量。

检测方法：称取煤粉试样 1 g ± 0.000 1 g（含硫量超过 8%时称取 0.5 g）和艾氏剂 2 g ± 0.1 g，仔细混合均匀，盛于 30 mL 坩埚中；再用 1 g ± 0.1 g 艾氏剂覆盖。将该坩埚移入通风良好的箱式电炉中，必须在 1 ~ 2 h 之内将电炉从室温逐渐升到 800 ~ 850℃，并在该温度下加热 1 ~ 2 h。

将坩埚从电炉中取出，冷却至室温，将坩埚中的灼烧物用玻璃棒搅松（如发现有未烧尽的煤粉的黑色颗粒，应在 800 ~ 850℃下继续灼烧 0.5 h），以玻璃棒仔细捣碎，放入 400 mL 烧杯中，用热蒸馏水冲洗坩埚内壁，将冲洗液加入烧杯，再加入 100 ~ 150 mL 刚煮沸的蒸馏水，充分搅拌，如果此时发现尚有未烧尽的煤粉的黑色颗粒飘浮在液面上，则本次试验作废。

用中速定性滤纸以倾泻法过滤，用热蒸馏水倾泻冲洗 3 次，然后将残渣移入漏斗中，用热蒸馏水冲洗不少于 10 次，洗液总体积约为 250 ~ 300 mL。向滤液中滴入 2 ~ 3 滴甲基橙指示剂，然后加 HCl 溶液（1 + 1）至中性，再过量 HCl 2 mL，使溶液呈微酸性。将溶液加热至沸腾，在玻璃棒不断搅拌下滴入质量分数为 10%的 $BaCl_2$ 溶液 10 mL，在近沸腾状态下保持约 2 h，最后溶液体积约为 200 mL。

溶液冷却或静置过夜后用致密无灰滤纸过滤，并用热蒸馏水洗至无氯离子为止（用 $AgNO_3$ 检验）。将带沉淀的滤纸移入已知质量的瓷坩埚中，先在低温下灰化滤纸，然后在温度为 800 ~ 850℃的马弗炉内灼烧 20 ~ 40 min，取出坩埚，在空气中稍加冷却后放入干燥器中冷却至室温（约 25 ~ 30 min），称量。每配制一批艾氏剂或更换其他任一试剂时，应进行 2 个以上空白试验，硫酸钡质量的极差不得大于 0.001 0 g，取算术平均值作为空白值。煤粉的含硫量按式（7.4-56）计算。

$$w\ (\mathrm{LS}) = \frac{(m_1 - m_2) \times 0.137\,4}{m} \times 100\% \qquad (7.4\text{-}56)$$

式中，w（LS）为空气干燥煤粉试样的含全硫的质量分数，%；m_1 为测得试样的 $BaSO_4$ 沉淀物质量，g；m_2 为空白试验的 $BaSO_4$ 沉淀物质量，g；m 为煤粉试样的质量，g；0.137 4 为由 $BaSO_4$ 换算为硫的系数。

(4) 灰分（标准方法，GB/T 212—1991）

煤粉完全燃烧后残留物的质量分数。有缓慢灰化法和快速灰化法两种测定方法，前者可作仲裁分析用。

1) 缓慢灰化法　用预先灼烧至质量恒定的灰皿（见图 7.4-31），称取粒度为 0.2 mm 以下的空气干燥煤粉试样 1 g ± 0.01 g。将试样均匀摊平在灰皿中，使其每平方厘米质量不超过 0.15 g。然后将灰皿送入温度不超过 100℃的马弗炉中。炉门留有 15 mm 左右缝隙自然通风，在不少于 30 min 的时间内将炉温缓慢升至约 500℃，并在此温度下保温 30 min。再将炉温升至 815℃ ± 10℃，关上炉门并在此温度下灼烧 1 h。灰化结束后从炉中取出灰皿，放在耐热瓷板或石棉板上，在空气中冷却 5 min 后，放入干燥器中冷却至室温（约 20 min），称量。然后进行检查性灼烧，每次 20 min，直至质量变化小于 0.001 g 为止。采用最后一次称得的质量为计算依据。煤粉的灰分含量按式（7.4-57）计算。

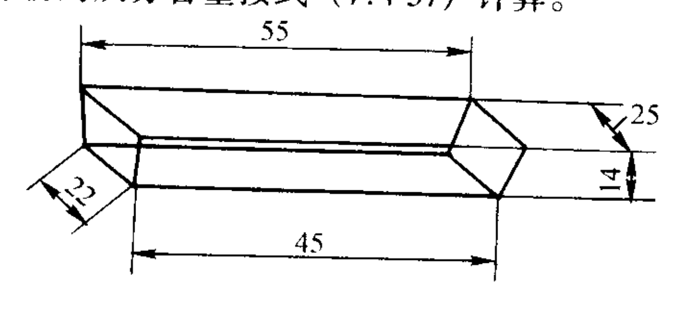


图 7.4-31　灰皿

$$w\ (\mathrm{H}) = \frac{m_1}{m} \times 100\% \qquad (7.4\text{-}57)$$

式中，w（H）为煤粉灰分的质量分数，%；m 为试样的质量，g；m_1 为灼烧后残留物的质量，g。

2) 快速灰化法　有两种方法。

① 灰分快速测定仪法　将灰分快速测定仪（见图 7.4-32）预先加热至 815℃ ± 10℃，开动传送带并将其传送速度调节到 17 mm/min 左右或其他合适的速度。用预先灼烧至质量恒定的灰皿称取粒度为 0.2 mm 以下的空气干燥试样 0.5 g ± 0.01 g，均匀地摊平在灰皿中。把盛有试样的灰皿放在灰分快速测定仪的传送带上，灰皿即自动送入炉中。当灰皿从炉内传送出时，放在耐热瓷板或石棉板上，在空气中冷却 5 min后，放入干燥器中冷却至室温（约 20 min），称量，按式（7.4-57）计算煤粉试样的灰分含量。

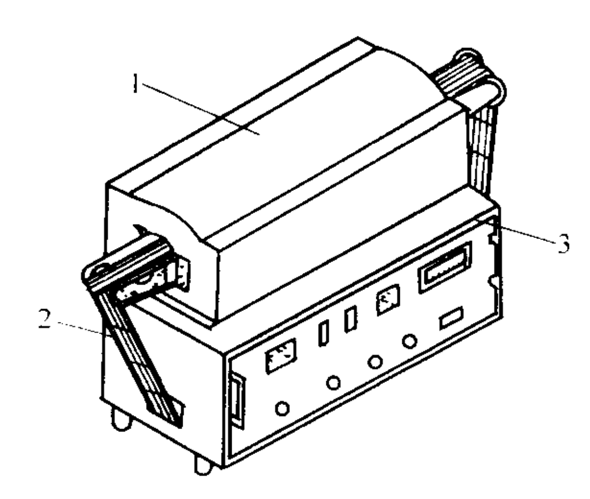


图 7.4-32　灰分快速测定仪
1—管式炉；2—传送带；3—控制仪

② 马弗炉法　用经预先灼烧至质量恒定的灰皿，称取粒度为 0.2 mm 以下的空气干燥试样 1 g ± 0.01 g，均匀摊平在灰皿中，使其每平方厘米质量不超过 0.15 g。将盛有煤粉试样的灰皿预先分排放在耐热瓷板或石棉板上。将马弗炉加热到 815℃ ± 10℃，打开炉门，将放有灰皿的耐热瓷板或石棉板缓慢推入马弗炉中，先使第一排灰皿中的煤粉试样灰化。待 5 ~ 10 min 后，煤粉试样不再冒烟时，以不大于2 mm/min 的速度把第二、三、四排灰皿顺序推入炉内炽热部分（若煤粉试样着火发生爆燃，试验应作废）。关上炉门，并在 815℃ ± 10℃的温度下灼烧 40 min。从炉中取出灰皿，放在耐热瓷板或石棉板上，在空气中冷却 5 min 后，放入干燥器中冷却至室温（约 20 min），称量。然后进行检查性灼烧，每次 20 min，直至连续两次灼烧的质量变化小于 0.001 g 为止。用最后一次灼烧后的质量为计算依据。如遇检查性灼烧时结果不稳定，应改用缓慢灰化法重新测定。灰分低于 15%时，不必进行检查性灼烧。以残留物的质量占煤粉试样的质量分数作为灰分含量，按式（7.4-57）进行计算。

(5) 挥发分（标准方法，GB/T 212—1991）

煤粉中除含水量以外的挥发物所占的质量分数。

在已经过 900℃灼烧至恒重的带盖坩埚（见图 7.4-33）中，准确称取粒度为 0.2 mm 以下的煤粉试样 1 g ± 0.01 g，然后轻轻振动坩埚，使其中的试样铺平，加盖并放在坩埚架

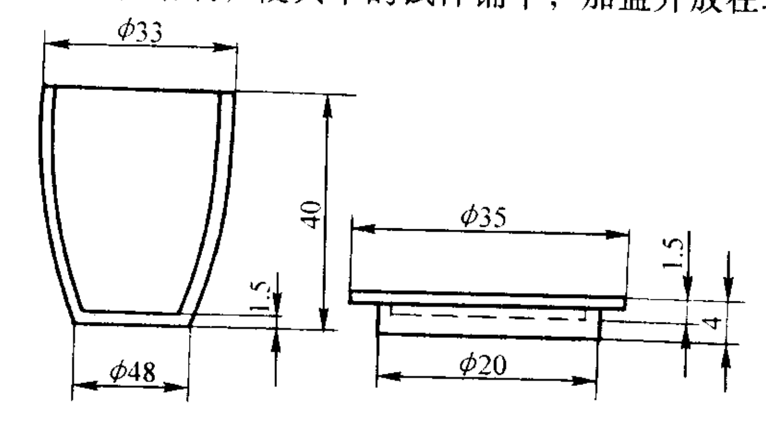


图 7.4-33　挥发分坩埚

(见图7.4-34) 上。将马弗炉预先加热到920℃左右，打开炉门，用坩埚架夹（见图7.4-35）迅速将放有坩埚的架子送入炉内恒温区，关好炉门，使坩埚继续加热7 min。试验开始时，炉温会有所下降，要求3 min内炉温应恢复到900℃±10℃，并继续保持在此温度直至试验结束，否则应重新试验。

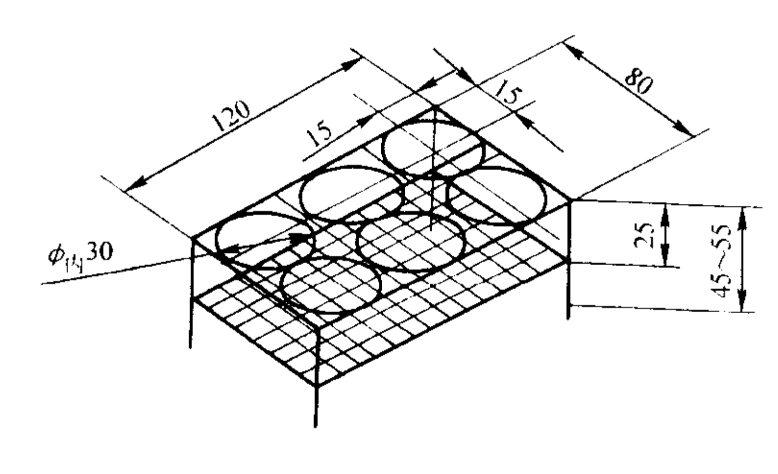


图7.4-34　坩埚架

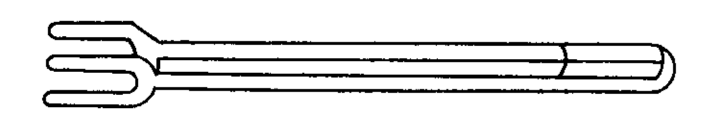


图7.4-35　坩埚架夹

从炉中取出坩埚，在空气中冷却5 min左右，移入干燥器中冷却至室温（约20 min）后，称量。煤粉的挥发分按式（7.4-58）计算。

$$w\text{(HF)}=\frac{m-m_1}{m}\times100\%-w\text{(S)}\qquad(7.4\text{-}58)$$

式中，w（HF）为煤粉挥发分的质量分数,%；m 为试样加热前的质量，g；m_1 为试样加热后的质量，g；w（S）为煤粉试样含水分的质量分数,%。

(6) 焦渣特性（标准方法，GB/T 212—1991）

煤在干馏过程中软化、熔融形成胶质体，并固化黏结成胶的特性。测定挥发分所得焦渣，其特性按下列规定加以区分。

1) 粉状　全部是粉末，没有相互粘着的颗粒。

2) 粘着　用手指轻碰即成粉末或基本上是粉末，其中较大的团块轻轻一碰即成粉末。

3) 弱粘着　用手指轻压即成小块。

4) 不熔融粘着　以手指用力压才裂成小块，焦渣上表面无光泽，下表面有银白色光泽。

5) 不膨胀熔融黏结　焦渣形成扁平的块，煤粒的界线不易分清，焦渣上表面有明显银白色金属光泽，下表面银白色光泽更明显。

6) 微膨胀熔融黏结　用手指压不碎，焦渣上、下表面均有银白色金属光泽，焦渣表面有较小的膨胀泡（或小气泡)。

7) 膨胀熔融黏结　焦渣上、下表面有银白色金属光泽，明显膨胀，但高度不超过15 mm。

8) 强膨胀熔融黏结　焦渣上、下表面有银白色金属光泽，焦渣高度大于15 mm。

铸造用煤粉的焦渣特性一般为4~6级。

(7) 固定碳

煤粉中去除灰分和挥发分后碳的质量分数。

按前述方法测定的煤粉含水量、灰分和挥发分之后，固定碳按式（7.4-59）计算。

$$w(\text{T})=100-w(\text{S})-w(\text{H})-w(\text{HF})\qquad(7.4\text{-}59)$$

式中，w（T）为煤粉固定碳的质量分数,%；w（S）为煤粉含水分的质量分数,%；w（H）为煤粉灰分的质量分数,%；w（HF）为煤粉挥发分的质量分数,%。

(8) 光亮碳（标准方法，JB/T 9222—1999)

光亮碳是煤粉中富碳材料在高温热分解时形成的沉积碳膜，因其光亮平滑，故称之为光亮碳。

1) 主要仪器　石英管和石英坩埚：其尺寸及连接形式如图4-36所示，两者以磨口形式相接，在石英管内填满松散状态的石英棉。

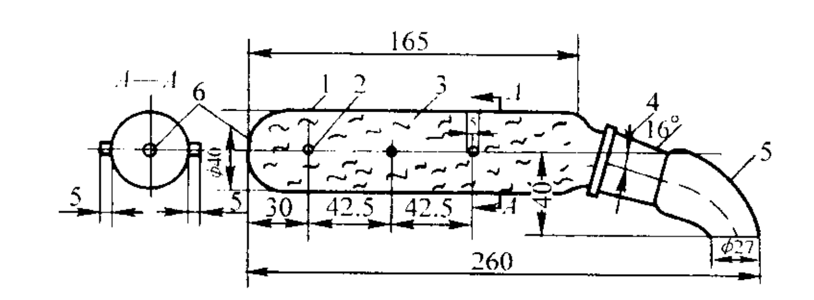


图7.4-36　光亮碳析出量试验装置
1—ϕ40 mm石英管；2—支撑点；3—石英棉；4—连结用磨口；5—石英坩埚；6—ϕ5 mm孔

耐热钢支架：其形状如图7.4-37所示，大小以配放石英管后放入箱式电炉中不超过恒温区为限。

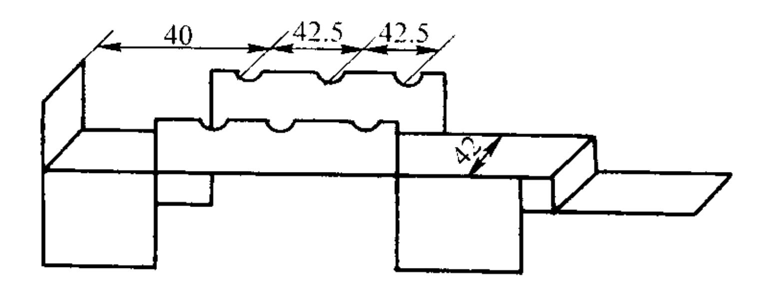


图7.4-37　耐热钢支架示意图

2) 检测方法　把装有石英棉的石英管灼烧到恒重。用天平准确称取0.1~0.3 g（精确至0.000 1 g）预烘干的试样，置于坩埚内。把放有石英管的支架置于箱式电炉中，加热至875℃±5℃，然后将坩埚装在石英管上，在875℃±5℃保持3 min。而后将石英管和坩埚取出放在干燥器中冷却至室温，称重。煤粉的光亮碳含量按式（7.4-60）计算。

$$w\text{(C)}=\frac{m_2-m_1}{m}\times100\%\qquad(7.4\text{-}60)$$

式中，w（C）为煤粉光亮碳的质量分数,%；m_1 为试验前石英管质量，g；m_2 为试验后石英管质量，g；m 为煤粉试样的质量，g。

1.4.2　磺酸类固化剂

主要用于自硬呋喃树脂砂的固化剂。

1) 密度、黏度　检测方法见1.3.3。

2) 总酸度（标准方法，HG/T 2345—1992）　总酸度的测定是用NaOH标准溶液滴定磺酸类固化剂样品中的酸度，以硫酸表示总酸度。

称取试样0.5~1 g，精确至0.000 1 g，置于250 mL锥形瓶中，加入50 mL水及2~3滴甲基红－亚甲基蓝混合指示剂，用NaOH标准溶液滴定至呈灰绿色为终点。总酸度（以H_2SO_4计）按式（7.4-61）计算。

$$w\text{(Zs)}=\frac{0.049\,Vc_{\text{NaOH}}}{m}\times100\%\qquad(7.4\text{-}61)$$

式中，w（Zs）为固化剂总酸度（以硫酸计),%；m 为试样质量，g；c_{NaOH}为NaOH标准溶液的浓度，mol/L；V 为NaOH标准溶液的滴定体积，mL；0.049为与1.00 mmol NaOH相当的硫酸质量，g/mmol。

平行测定的两个结果的差不应大于0.3%，其平均值作为试样的总酸度。

3) 游离硫酸　在磺酸类固化剂中，未参与反应的呈游离状态的硫酸的质量分数。

在酸性介质中，硫酸根与氯化钡反应生成硫酸钡沉淀后，在 pH≈10 的条件下，以乙二胺四乙酸二钠标准溶液滴定过量的钡、镁盐，以计算游离硫酸的含量。

按表 7.4-12 规定的量称取试样（精确至 0.000 1 g）置于锥形瓶中，加水 30 mL，再用移液管准确加入氯化钡 - 氯化镁标准溶液 20.00 mL，加入氨 - 氯化胺缓冲溶液 10 mL 及铬黑 T 指示剂约 10 滴，用乙二胺四乙酸二钠标准溶液滴定至溶液由紫红色变为纯蓝色。游离硫酸含量按式（7.4-62）计算。

$$w(\mathrm{S}) = \frac{(20c_{\mathrm{Ba+Mg}} - V_1 c_{\mathrm{EDTA}}) \times 0.098}{m} \tag{7.4-62}$$

式中，w（S）为固化剂游离硫酸含量（以硫酸计），%；$c_{\mathrm{Ba+Mg}}$为氯化钡 - 氯化镁标准溶液的摩尔浓度，mol/L；c_{EDTA}为乙二胺四乙酸二钠标准溶液的摩尔浓度，mol/L；V_1 为滴定消耗乙二胺四乙酸二钠标准溶液的体积，mL；m 为试样的质量，g；20 为移取氯化钡 - 氯化镁标准溶液的体积，mL；0.098 为与 1.00 mmol 乙二胺四乙酸二钠相当的硫酸质量，g/mmol。

平行测定两个结果的差不应大于 0.2%，取其平均值作为试样的游离硫酸含量。

表 7.4-12　不同型号产品的称样量

产品型号	GS01	GS02	GS03	GS04	GS07	GS08	GS09
称样量/g	≤3.5	0.6~0.8	0.3~0.5	2.0~3.5	0.9~1.2	0.5~0.7	0.9~1.2

4）游离甲苯（或二甲苯）　在磺酸类固化剂中，未参与反应的呈游离状态的甲苯（或二甲苯）的质量分数。

用干燥量筒量取试样 100 mL 置于 500 mL 的蒸馏烧瓶中，加入 50 mL 蒸馏水，并投入一些氟石。将圆底烧瓶中的混合物仔细摇匀。将接收器、冷却器安装好，开冷却水并加热圆底烧瓶，控制回流速度，使冷凝管的斜口每秒滴下 2~4 滴，回流时间 1 h。记下甲苯层毫升数。如果始终透明未见分层，则把接收器中接收的液体放入量筒中，并用 5~10 倍的水混匀后，即可看到分层，记下上层甲苯（或二甲苯）的毫升数。游离甲苯（或二甲苯）的含量按式（7.4-63）计算。

$$w(\mathrm{B}) = \frac{V\rho_1}{100\rho_2} \times 100\% \tag{7.4-63}$$

式中，w（B）为试样中游离甲苯（或二甲苯）的质量分数，%；V 为蒸馏出的甲苯（或二甲苯）的体积，mL；ρ_1 为甲苯或二甲苯的密度，g/cm^3；ρ_2 为试样的密度，g/cm^3；100 为试样的体积，mL。

5）水不溶物（标准方法，HG/T 2345—1992）　在固体磺酸固化剂中，不溶于水的物质的质量分数。

称取试样 10 g±0.1 g，以 100 mL 蒸馏水溶解于容量瓶中（如果用甲醇或乙醇来溶解，则可以测得在甲醇或乙醇中的不溶物含量）。用事先在 100~105℃烘至恒重的 G4 微孔玻璃漏斗将溶液减压抽滤，再用蒸馏水冲洗漏斗 5~10 次，然后移入 100~105℃的烘箱中烘至恒重。试样中不溶物含量按式（7.4-64）计算。

$$w(\mathrm{BR}) = \frac{m_2 - m_1}{m} \times 100\% \tag{7.4-64}$$

式中，w（BR）为试样中水不溶物的质量分数，%；m_1 为已恒重的空漏斗质量，g；m_2 为溶样后烘至恒重的漏斗及残余物质量，g；m 为试样的质量，g。

2　型（芯）砂

由原砂、黏结剂、附加物构成的，具有一定工艺性能的混合料称为型（芯）砂。型（芯）砂按黏结剂种类可分为黏土砂、水玻璃砂、油砂、合成树脂砂（简称树脂砂）等。

2.1　取样方法

型（芯）砂的性能检测与样品的选取有着密切的关系，选取的样品应对型（芯）砂总体来说具有代表性，能够全面反映型（芯）砂的总体情况。

生产中若使用间歇式混砂机，应每碾都选取不少于 1 kg 的样品；若使用连续式混砂机，应每班定期取样 3 次，每次不少于 1 kg，若型（芯）砂配比发生变化时，应立即取样。

对于再生砂和采购的商品覆膜砂，取样方法见 1.1。

2.2　试样制备

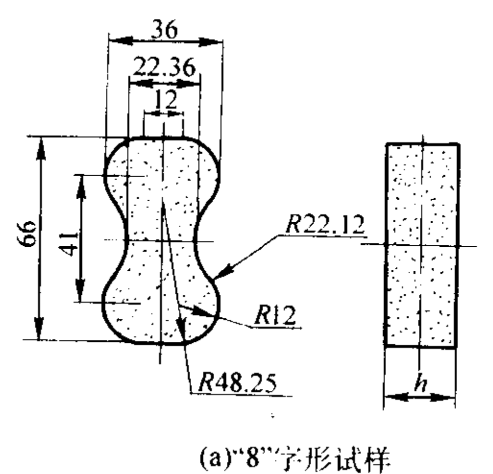
对于选取的样品，除了直接测定散料的一些性能外，还需要测定样品成型后的性能，这就需要把这些选取的样品根据某种工艺性能需要，按照一定的方法制成相应的形状，从而测定其相应的工艺性能。

目前成型工艺试样的种类较多（见表 7.4-13），在下述的试验方法中有相应介绍。由于这些成型工艺试样，特别是高温性能试样的种类过于繁杂，这给使用者带来不便并且性能的可比性差。在新修订的国家标准 GB/T 2684（送审稿）中，对成型工艺试样的形状和尺寸重新进行了制订，见图 7.4-38 和表 7.4-14（此修订标准的送审稿目前没有经国家质量监督局批准，仅供读者参考，请注意正式文本的发布）。

表 7.4-13　试样种类及相关尺寸

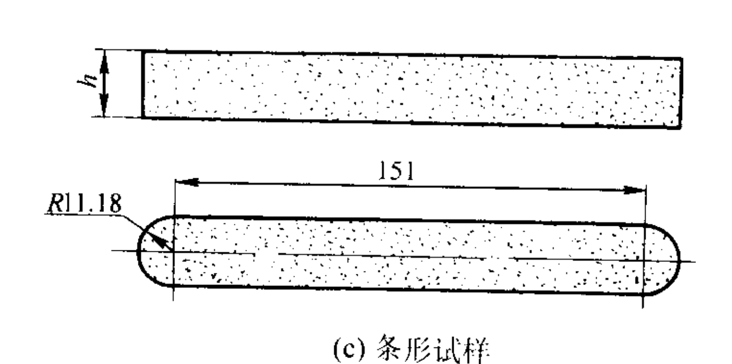
mm

试样种类	抗拉	抗压，抗剪，劈裂，透气性	抗弯	高温抗压	热稳定性	热膨胀	热裂	热导率	高温变形	高温激（爆）热
相关尺寸	断面 22.35×22.35/11.18	φ50×50	173.35×22.35×22.35/11.18 70×22.36×11.18	φ30×50 φ50×5	φ11×20 200×20×10	φ10×50	φ80×6	114×114×65	φ10×15	φ85×30 φ135×40



(a)"8"字形试样

(b) 圆柱形试样



(c) 条形试样

图 7.4-38　型砂标准试样简图

表 7.4-14　试样种类、相关尺寸及用途

试样种类	"8"字形试样，图 4-38a		圆柱形试样，图 4-38b			条形试样，图 4-38c	
相关尺寸/mm	$h=22.36$	$h=11.18$	$\phi50\times50$	$\phi30\times50$	$\phi10\times40$	$h=22.36$	$h=11.18$
用　途	除覆膜砂外的常温抗拉、热抗拉	覆膜砂常温抗拉、热抗拉	常温抗压、抗剪、透气性	高温抗压、高温线膨胀率	高温线膨胀率	除覆膜砂外的常温抗弯	覆膜砂常温抗弯、热变形和高温变形

根据试样种类的不同、测试工艺性能的不同及测试精度要求的不一样，试样模具可用木材、塑料或金属等材料制作，试样可采用锤实、震实或手工夯实等方法进行紧实。具体操作方法在下述检测方法中介绍。

2.3　黏土砂

由原砂、普通黏土（或膨润土）、水及其他附加物构成的混合料。它是历史最久、用量最大、使用范围最广的一种型（芯）砂。

2.3.1　含水量（标准方法，GB/T 2684—1981）

黏土砂的含水量是指在 105～110℃烘干能去除的水分含量，以试样烘干后失去的质量与原试样质量比表示。

检测方法见 1.2.3。

2.3.2　透气性（标准方法，GB/T 2684—1981）

黏土砂的透气性是指紧实的砂样允许气体通过的能力。透气性采用直读式透气性测定仪来测定，其原理见图 7.4-39。

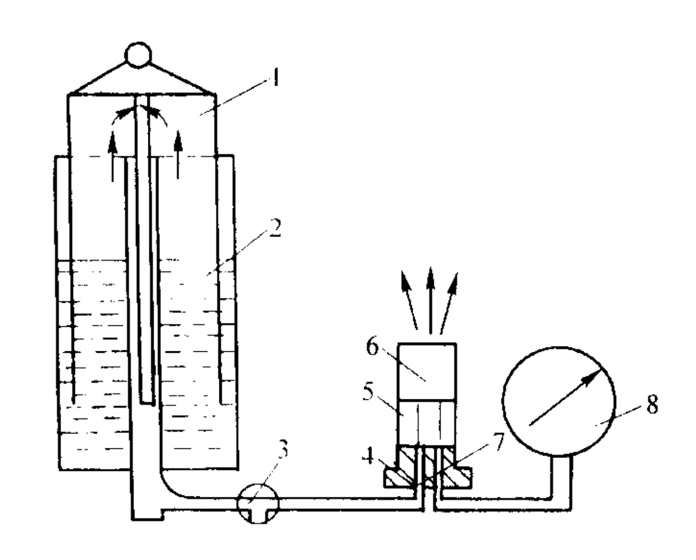


图 7.4-39　STZ 型直读式透气性测定仪原理图

1—气钟；2—水筒；3—三通阀；4—试样座；5—试样筒；6—标准试样；7—阻流孔；8—微压表

根据黏土砂性质和用途，可测湿态和（或）干态透气性。测定方法分快速法和标准法（仲裁法）两种。

试验前应该先检查仪器的准确度，即仪器的全部系统不应有漏气现象。用密封样筒试验时，保持 10 min，气钟不下降，水柱的高度应为 10 cm，不得低于 9.8 cm。

1）快速法

① 测定湿透气性时，称取一定量的黏土砂放到圆柱形标准试样筒中，在锤击式制样机上冲击 3 次，制成 $\phi50$ mm × 50 mm ± 1 mm 的标准试样。提起直读式透气性测定仪的气钟，将带有试样的试样筒放到直读式透气性测定仪试样座上，并使两者密合。再将旋钮转至“工作”位置，这样即可从微压表上直接读出透气性的数值。

当试样的透气性大于或等于 50 时，应采用 $\phi1.5$ mm 的大阻流孔；试样的透气性小于 50 时，应采用 $\phi0.5$ mm 的小阻流孔。

② 测定干透气性时，按照湿透气性测定法制取标准试样。然后用顶样柱将舂制好的试样从试样筒中顶出，放入电烘箱中在规定的条件下烘干，而后取出冷却至室温，再将标准试样放在测干透气性的试样筒内，用打气筒使试样筒内的橡胶圈充气密封，然后放到直读式透气性测定仪的试样座上，进行测定。其测定过程和湿透气性测定方法相同。

为了使试验数值更有代表性，每种黏土砂的透气性应做 3 个试样，其结果取平均值，但其中任何一个试验结果与平均值相差超出 10%时，试验应重新进行。

2）仲裁法　按此法测定透气性的结果精确稳定，但是比较麻烦和费时间，常用于仲裁或研究开发工作。

试验时，首先将直读式透气性测定仪试样座上的阻流孔部件卸下，将仪器的三通阀旋至通大气的位置，提起气钟使钟内空气容积为 2 000 cm^3 的标高处，关闭三通阀，使气钟处于漂浮位置。再将内有试样的试样筒放到透气性测定仪的试样座上，使两者密合。将三通阀旋转至“工作”位置，同时，用秒表测定气钟内 2 000 cm^3 空气通过试样的时间，并从微压表上读出试样前面气体的压力。透气性按式（7.4-65）计算。

$$K=\frac{Vh}{Apt} \tag{7.4-65}$$

式中，V 为通过试样的空气体积，cm^3；h 为试样高度，cm；A 为试样断面面积，cm^2；p 为试样前面的气体压力，Pa；t 为 2 000 cm^3 空气通过试样时间，s；K 为型砂混合料的透气性，cm^2/（Pa·s）。

2.3.3　紧实率（标准方法，GB/T 2684—1981）

黏土砂的紧实率是指湿态的型（芯）砂在一定紧实力的作用下其体积变化的百分比，用试样紧实前后高度变化的百分数来表示。

试验时，将试样通过投砂器，落入有效高度为 120 mm 圆柱形试样筒中，刮去试样筒上部多余砂子，再将它放在锤击式制样机上舂打 3 次，试样体积被压缩的程度作为其紧实率，其数值可直接从制样机上读出或用式（7.4-66）计算。

$$J_S=\frac{h_0-h_1}{h_0}\times100\% \tag{7.4-66}$$

式中，J_S 为紧实率，%；h_0 为试样紧实前的高度，mm；h_1 为试样紧实后的高度，mm。

为了简化试验过程，在铸造车间的常规型砂检验中，也可不使用投砂器，而直接将松散的型砂填入试样筒中。由于此方法简便，整个试验过程可在混砂机旁进行，以便及时对型（芯）砂的水分进行控制，对新旧砂的配比及时进行合理调整。

2.3.4　常温强度（标准方法，GB/T 2684—1981）

黏土砂的强度是指其型（芯）砂抵抗外力破坏的能力，包括湿强度和干强度，用 Pa 表示。

（1）型砂混合料配制方法

测定黏土砂性能应按取样方法提取型砂混合料样品制作试样。而测定铸造用黏土或膨润土的工艺试样强度，对于黏土采用控制水分法混制型砂试样；对于膨润土则采用控制紧实率法混制型砂试样。

1）控制水分法（标准方法，JB/T 9227—1999）　此方法是在固定加水量的条件下混制试验用型砂混合料的。配制时，称取标准砂 2 000 g 和黏土试样 200 g，放入 SHN 型碾轮式混砂机中，先干混 2 min，然后加水 100 mL，再混碾8 min，将配制好的混合料盛于带盖的容器中或置于塑料袋里扎紧，以备进行试验。混合料应放置 10 min 后再进行试验，但不得超过 1 h。

2）控制紧实率法（标准方法，JB/T 9227—1999）　混制时先称取标准砂 2 000 g 和膨润土试样 100 g，放入 SHN 型碾轮式混砂机中，先干混 2 min，再加 40 mL 水混碾 8 min，按 2.3.3 规定的方法测定紧实率。当紧实率小于 43% 时，可加少量水（按每补加 1 mL 水能增加紧实率 1.5% 估计），再混碾 2min，检查其紧实率；若紧实率大于 47%，可将试样过筛一两次，再检查。型砂混合料紧实率应控制在43%～47% 范围内。型砂试样出碾后，应在密封的塑料袋中放置10 min 后使用，但不得超过 1 h。

（2）检测方法

1）湿压强度（标准方法，GB/T 2684—1981）　用混制好的型砂混合料，在 SAC 型锤击式制样机上冲击三次，制成 ϕ50 mm × 50 mm 的圆柱形标准试样（见图 4-38b），从试样筒中取出后，即可测定湿压强度。试验时，将抗压试样置于预先装在强度实验机上的抗压夹具上（见图 7.4-40），然后，逐渐加载于试样（负载的增加速度应慢些，一般为 0.2 MPa/min），直到试样破裂，其强度值可直接从压力表上读出。

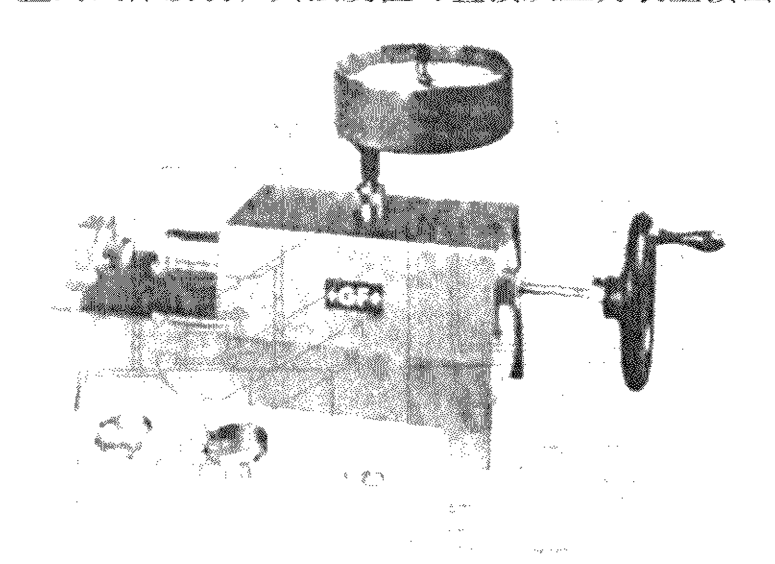


图 7.4-40　湿压强度试验示意图

在铸造车间现场进行常规型砂检验时，也可采用测定过透气性的抗压试样进行低压强度试验。不过，试样从样筒中顶出后，应立即进行湿压强度试验，以免试样表层型砂的水分蒸发，强度增大，影响试验数据的准确性。对于透气性较大的试样，更应注意。

湿压强度值应由三次测试的试样强度平均值计算而得，其中任何一个试样的强度值与平均值相差超出 10% 时，试验应重新进行。

2）干压强度（标准方法，GB/T 2684—1981）　将混制好的试样在锤击式制样机上冲击三次，制成圆柱形标准试样，置于预先加热到 180℃ ± 5℃的电烘箱中，保温 1 h，然后将试样取出，放入干燥器中冷却至室温。

试验时，将抗压夹具置于强度试验仪上，然后，将制备好的抗压强度试样放入夹具中，逐渐加载于试样（加载速度可达 1.0 MPa/min），直至试样破坏，其强度值可直接从压力表上读出。测定干压强度每组要测试 5 个试样，去掉最大值和最小值，取剩下的三个数值的平均值作为该试样的干压强度值。如果三个数值中任何一个数值与平均值相差超出 10% 时，试验需重新进行。

3）湿拉强度　型砂湿态抗拉强度可用型砂湿拉强度试验仪（见图 7.4-41）测定，也可用热湿拉试验仪（见图 7.4-45）来测定。对高压造型而言，采用高压紧实，要求型砂有较高的湿拉强度，否则难以起模。在生产中往往要求型砂湿压强度与湿拉强度之间有一定比值，若比值较高，在一定程度上说明型砂有较好的韧性、起模性和造型性。

型砂湿拉强度试验仪主要由机械加载和测力部分组成。机械加载部分由电动机带动齿轮及蜗杆副减速，经螺母带动加载螺杆上下移动，把载荷施加在试样上。而测力部分采用机械杠杆摆锤式测力机构，由摆杆、重锤、刻度盘组成。

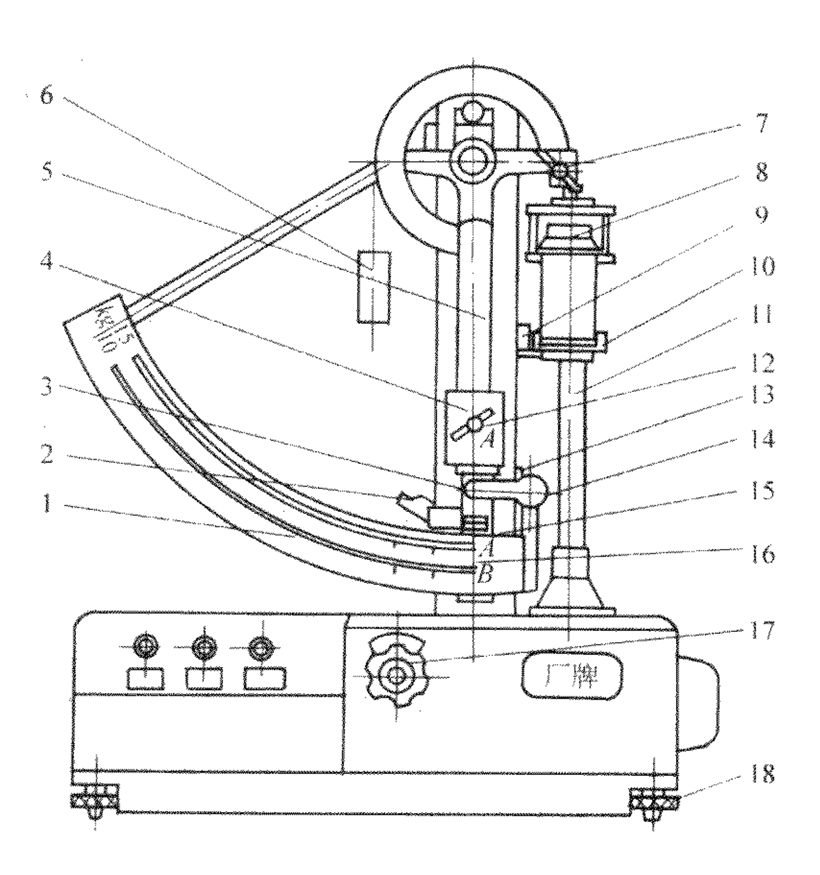


图 7.4-41　SJB 型摆锤式湿拉强度试验仪结构简图

1—刻度盘；2—扳手；3—摆杆固定钩；4—重砣；5—摆杆；6—平衡锤；7—夹头固定手柄；8—试样筒座；9—行程开关（上）；10—螺母；11—加载杆；12—固定手柄；13—行程开关（下）；14—手柄；15—棘爪；16—指针；17—旋钮；18—调平螺钉

① 制备试样　将型砂装入特制试样筒中，在制样机上舂击三次，使试样高度为 50 mm。如测试高压造型型砂湿拉强度，应将装好型砂的试样筒放在液压制样机上进行压制，可采用现场造型用的近似比压进行压制，试样高度也应为 50 mm。制作试样时，特别注意不要使型砂含水量蒸发，否则会影响试验的精确度。

② 根据被测试样的破坏拉力大致范围，选定测力刻度盘，用 A 还是用 B。同时挂上相应的重砣，并用手柄固定。

③ 把制备好的试样与试样筒一起装在下夹头上，并转动螺母将试样筒固定好。按下加载按钮，启动电动机，加载机构带动试样筒下移，把拉力施加在试样上。同时使摆杆 5 沿弧形刻度盘摆起。当试样断开后，摆杆由于棘爪的作用，使摆杆停在棘轮上，即可由固定在摆杆上的指针指出试样的湿拉强度值。

4）湿态劈裂强度　型砂湿态劈裂强度试验可用杠杆式万能强度仪或液压强度试验机进行。用杠杆式万能强度仪试验的步骤如下。

① 将型砂舂制成 ϕ50 mm × 50 mm 圆柱形标准试样，用顶样柱将试样从试样筒中顶出。把圆柱形试样横放在强度仪的上下压片之间，注意圆柱形试样的中心线应对准强度仪上下压片的中心，试验示意图见图 7.4-42。旋转上压片螺杆，使上压片徐徐下降，直至上压片与试样曲面接触，使试样受到微小的力而被夹住，不能自由滚动（注意不要用力过大使试样夹得太紧，否则所得读数偏低）。

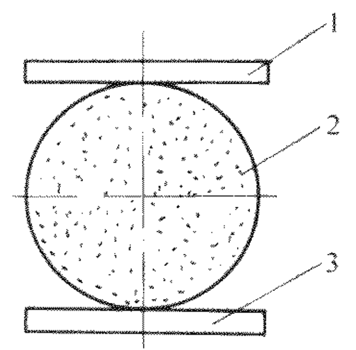


图 7.4-42　劈裂强度试验示意图

1—上压头；2—圆柱形标准试样；3—下压头

② 转动强度仪手轮，以规定的速度加载。加载的同时

应注意试样受力情况，当试样刚发生破裂时，应立即停止转动。所得标尺上的数值，经换算后即可得到型砂湿态劈裂强度值。换算公式见式（7.4-67）。

$$\sigma_{SP}=\frac{2F}{\pi dh} \qquad (7.4\text{-}67)$$

式中，σ_{SP}为型砂湿态劈裂强度，MPa；F为劈裂载荷，N；d为试样直径，mm，d = 50 mm；h为试样高，mm，h = 50 mm。

使用液压强度试验机进行劈裂试验时，只要将圆柱形标准试样横放在左右两个压托架的中间。摇动手轮，使右压托架与试样接触后再将手离开试样，继续摇动手轮，直到试样破裂为止。试样的劈裂强度值是低压表抗压强度值的1/10。

5）剪切强度和变形极限　湿型砂经过紧实后的砂样剪切强度以及在此剪切力作用下丧失聚合力前所能变形的程度（变形极限）是衡量湿型砂性能的两个重要指标。铸造工艺性能优良的湿型砂应具有适当的剪切强度和变形极限。型砂剪切强度变形极限测定仪可以用同一个试样同时测定出型砂剪切强度和变形极限两个性能值，比单独测定型砂剪切强度和破碎指数能更有效地反映型砂的综合性能，特别是型砂的韧性及起模性。

试验时，将试样和样筒一起固定在仪器上，当测试环中的型砂在外力的作用下产生应力和变形，直至断裂并与试样筒中的型砂分离，仪器上的计算机给出试样的型砂剪切强度和变形极限，如图7.4-43所示。

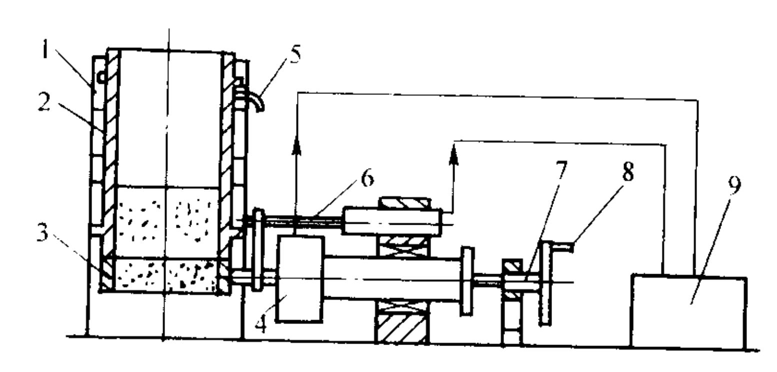


图7.4-43　SJB型型砂剪切强度和变形极限测试仪

1—固定支架；2—型砂样筒；3—测试杯；4—压力传感器；5—锁紧螺钉连接件；6—位移传感器；7—测微计；8—摇柄；9—微型计算机系统

2.3.5　高温性能

1）热湿拉强度（标准方法，JB/T 9227—1999）　热湿拉强度系指模拟湿型在熔融金属液的高温作用下，发生水分迁移，在砂型内表层水分凝聚区的抗拉强度，以Pa表示。

用热湿拉强度试验仪的专用样筒制备试样，并将样筒置于SLR型热湿拉实验仪上，将已加热到320℃ ± 10℃的加热板紧贴试样20 s后，加载直至试样断裂，从记录仪上读取测试数据（见图7.4-44、图7.4-45）。用同一种混合料测定三个试样，取其平均值作为该试样的热湿拉强度值。如果其中任何一个数据与平均值相差超过10%时，试验需重新进行。

2）高温抗压强度　型（芯）砂的高温性能试验均采用ϕ30 mm × 50 mm的圆柱形试样。

把高温炉按预选的升温速度加热到给定的温度，再把高温炉套在已装好的试样上。在给定的温度下保温一定的时间，或直到试样中心接近炉温后，启动加载按钮，对试样加载，直到试样破坏为止，试验仪记录显示的最大载荷值即为该试样在给定温度下的抗压强度（见图7.4-46）。

如果要绘出温度和高温抗压强度的关系曲线，则应测出型砂在各种温度时的抗压强度。

3）试样的热变形试验　在SQW型型砂高温性能试验仪上（见图7.4-46）装好与微型计算机中EPROM（0330-0F00）芯片相应的上、下耐热陶瓷试柱和砂盘上的配重块，使下砂盘基本处于平衡状态。再将放好陶瓷片的试样，装入上下试

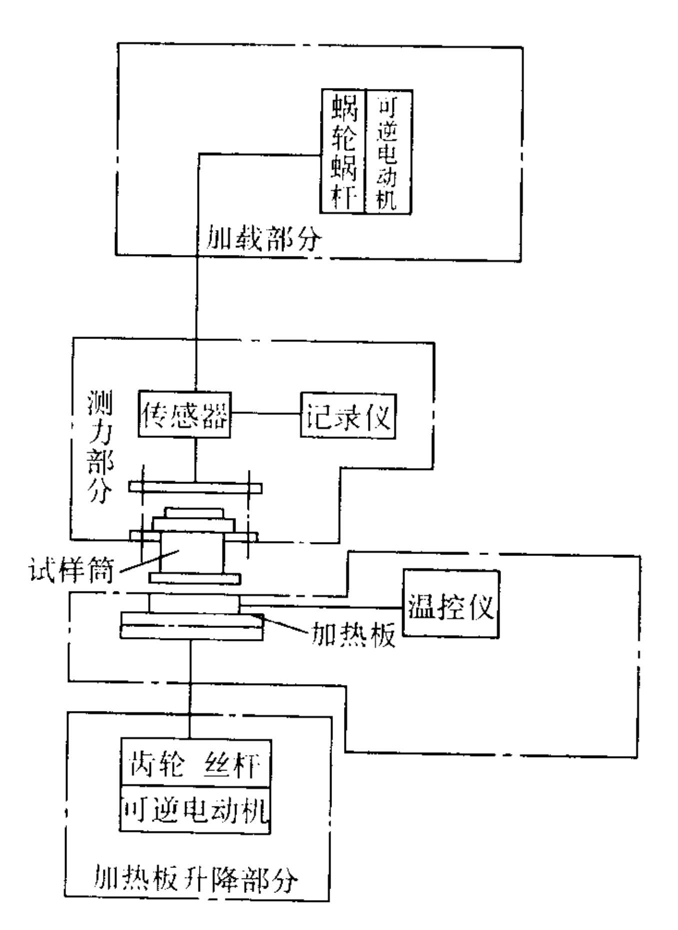


图7.4-44　热湿拉强度试验仪结原理图

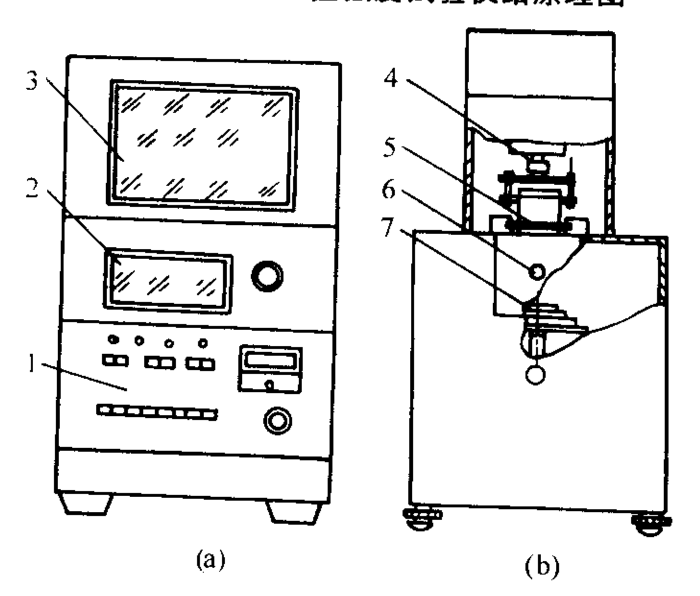


图7.4-45　SLR型热湿拉强度试验仪结构简图

1—电控面板；2—温度控制仪；3—自动记录仪；4—测力传感器；5—试样筒；6—小门；7—电热板

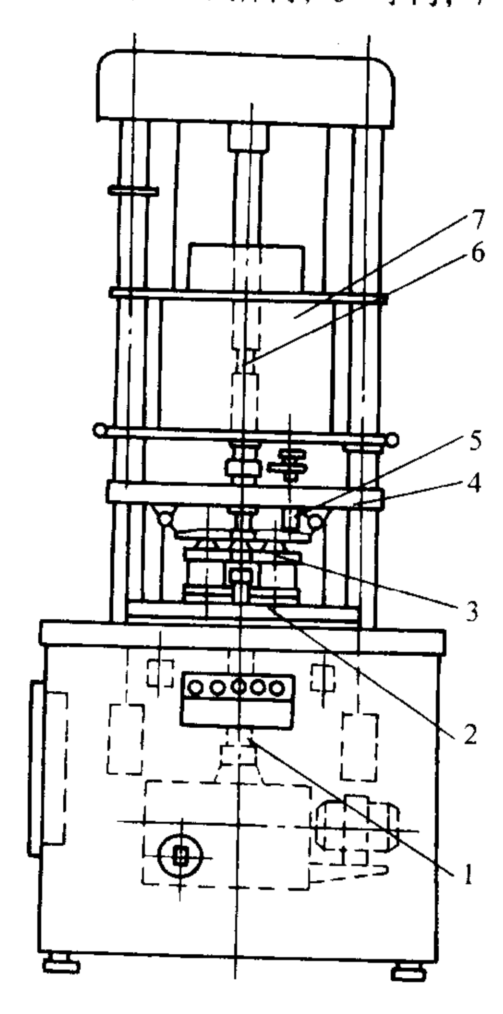


图7.4-46　SQW型型砂高温性能试验仪结构简图

1—加载机构；2—传感器支架；3—荷重传感器；4—冷却器；5—位移传感器；6—试样；7—加热炉

柱之间，套上高温炉，使荷重传感器与下试柱导向轴离开 4~5 mm 距离。在试验程序运行后，随着炉温升高试样将产生膨胀，并使试样上所加的载荷增加。当载荷增加到一定值后，自动控制电动机反转，对试样卸载，当载荷又降至给定载荷时电动机停止转动。试样随炉温升高继续膨胀，载荷又继续增加到一定值后又控制电动机反转进行卸载，当载荷又降到预先给定的载荷后，电动机停止卸载，这样就可自动地控制试样在定载荷下变形。打印机可按预先给定的打印时间间隔，打印出温度、压强和变形三个参数，变形量经数据处理为试样的纯变形量。

4）热膨胀力试验　在 SQW 型型砂高温性能试验仪上（见图 7.4-46）按试验要求选定并安装好上下试柱和荷重传感器；把直接在套筒中成形的试样及垫片同时装入上下试柱之间，并套上高温炉；启动加载按钮，对试样加载，当压力指示有 2~3 的数字时，荷重传感器与试样已接触，按卸载停止按钮后停止加载，再将开关拨向自动位置。起动程序运行，试样随电炉按选定的升温速度升温，随炉温升高试样产生膨胀，当膨胀到一定程度时，加载系统动作将试样压回到原长度后停止。炉温继续升高试样再继续膨胀到一定长度时，加载系统又自动将试样保持到原长度后停止，如此反复，试样在一定长度范围内不变的情况下，打印机按一定的时间间隔，打印出温度、压强、变形 3 个参数。得出试样在各种温度下所产生的膨胀力。

5）热压应力　制取 ϕ50 mm × 5 mm 球冠形试样（见图 7.4-47），连同保持筒一起放在水浴槽中。用燃烧嘴对其加热，使试样急剧升温至 1 000℃左右，试样产生的热压应力由传感器传给记录仪，经换算得出型砂热压应力值（见图 7.4-48）。

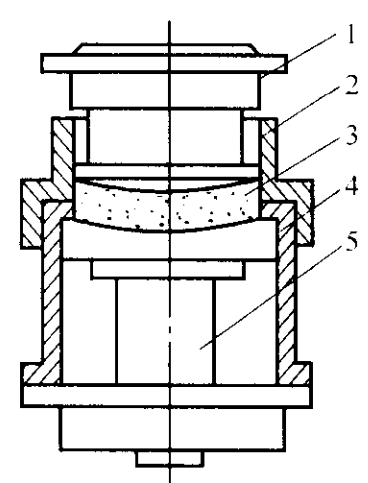


图 7.4-47　SQR 型型砂热压应力试验仪配套制样器示意图
1—冲头；2—试样筒中圈；3—试样；
4—试样保持筒；5—试样筒底座

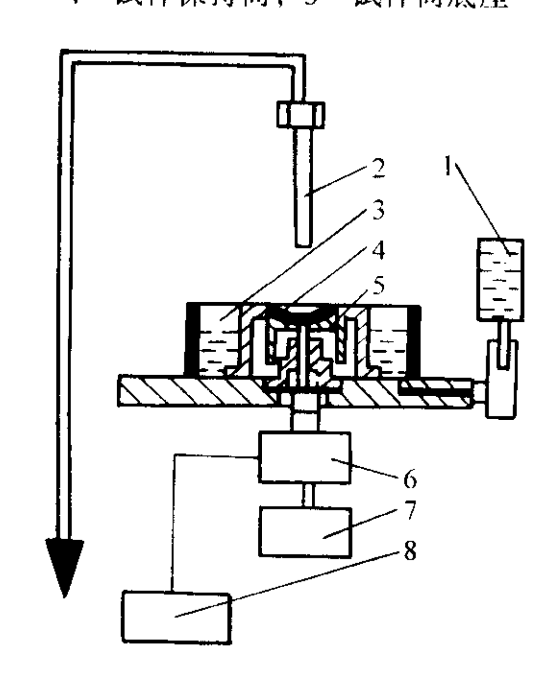


图 7.4-48　SQR 型型砂热压应力试验仪工作原理示意图
1—自动加水器；2—燃烧嘴；3—水浴槽；4—试样保持筒；
5—试样托；6—测力传感器；7—预加载机构；8—台式记录仪

记录仪所测毫伏数与力值的对应标准曲线见图 7.4-49 所示，测出的力值 f 与压应力值的关系见图 7.4-50 所示。压应力值 σ_{1k} 按式（7.4-68）进行计算。

$$\sigma_{1k} = \frac{2fr}{a^2 s\pi} \tag{7.4-68}$$

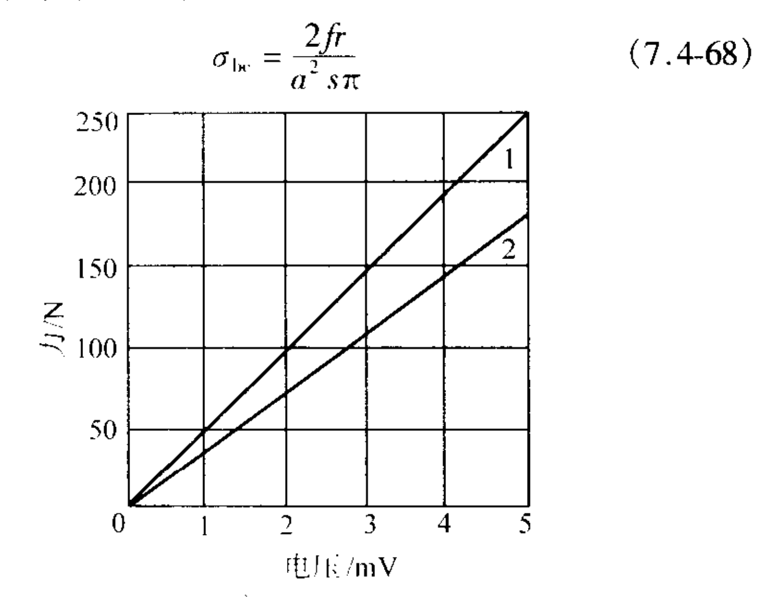


图 7.4-49　力值与毫伏标准曲线
1—力值与毫伏标准曲线；2—热压应力与毫伏对应曲线

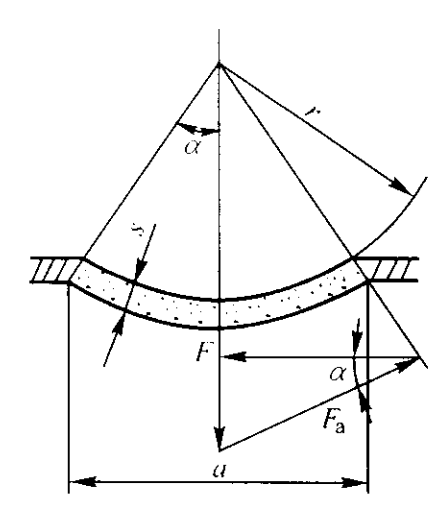


图 7.4-50　力值与压应力关系示意图
r = 130 mm、S = 5 mm、a = 50 mm

6）激热试验（曝热试验）　型（芯）砂的激热试验（曝热试验）是指在高温急热的热辐射作用下，考察型（芯）砂试样表层开裂程度的试验方法。用激热性能可以评定型（芯）砂的抗夹砂性能。

① 激热试验仪主要由高温激热炉和制样机组成，试样为 ϕ135 mm × 40 mm 圆饼试样（见图 7.4-51）。高温炉门上装有一个石英玻璃窥视孔。试验时，将制好的型砂圆饼试样放在高温激热炉中，试样受到下方热源烘烤，以辐射加热板模拟金属液高温作用，试样受热后表层水分向试样内部迁移，形成高水分低强度区，试样表面层受热膨胀、起皮脱落。从高温炉门的窥视孔观察试样受热辐射时的变化，并用秒表记录试样开始受热直到起皮脱落的时间（激热开裂时间），以此表示型砂的抗夹砂能力。

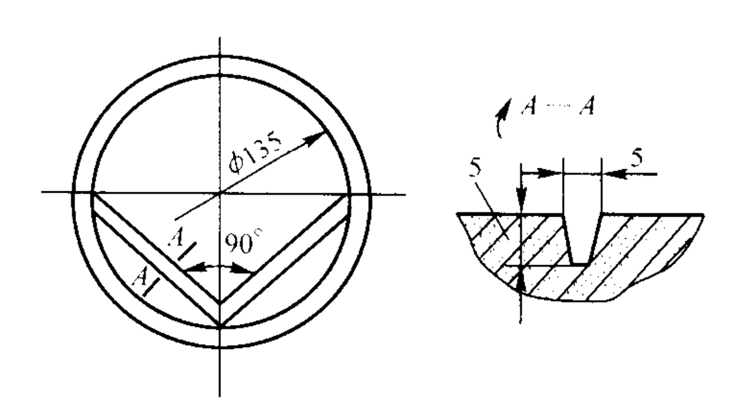


图 7.4-51　激热试验用圆饼试样简图

② 采用 SNB 型激热试验仪和 SAC 型锤击式制样机进行试验。首先称取型（芯）砂 300 g，填入试样筒中（见图 7.4-52），在 SAC 型锤击式制样机上用激热试验仪专用的冲头冲打 7 次，制成 ϕ85 mm × 30 mm 的圆饼试样，将 A 端翻

转朝上，放上遮蔽盖（见图7.4-53），以待试验。

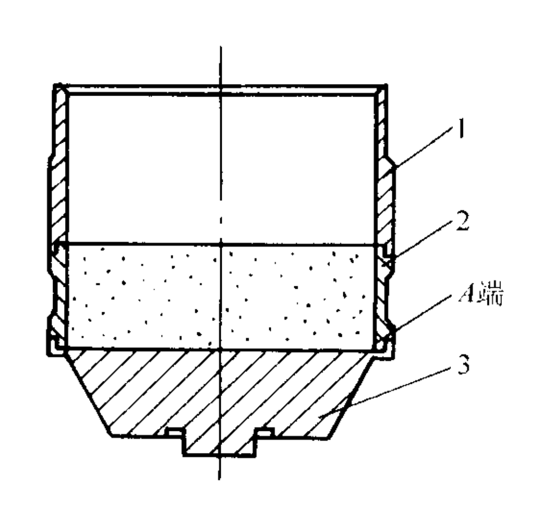


图7.4-52　激热试验样筒
1—预砂筒；2—试样筒；3—底座

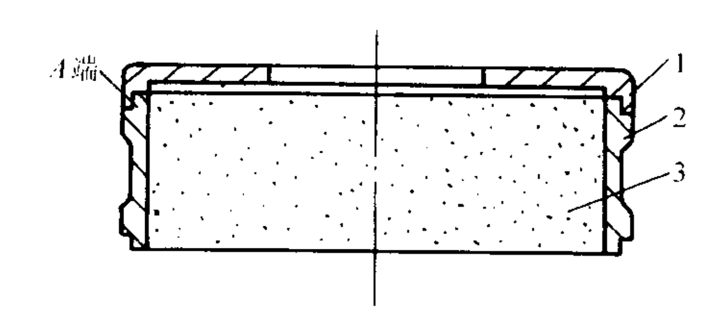


图7.4-53　激热试验的试样
1—遮蔽盖；2—试样筒；3—试样

试验时，将激热试验仪的炉温升至所需的温度，再把待测试样连同遮蔽盖一起放入试验仪的托盘定位槽中，使试样急骤加热。待定时器发出信号，从炉内取出试样，去掉试样上的遮蔽盖，观察试样的表面情况。根据试样在不同激热时间下是否开裂和开裂程度来评定型（芯）砂的抗夹砂能力。

每种规定的激热时间至少要进行3次以上的试验。然后，对试验结果进行综合评定。

2.3.6　流动性

黏土砂的流动性是指其型（芯）砂在外力或自重作用下，沿模样和砂粒之间相对移动的能力。

型（芯）砂的流动性试验方法目前有很多种，还没有统一，下面介绍其中的几种，试验时可根据具体情况选用。

1）阶梯硬度差法　在圆柱形湿压强度标准试样筒中，放置一个半圆形金属凸台（见图7.4-54），将110～120 g的型

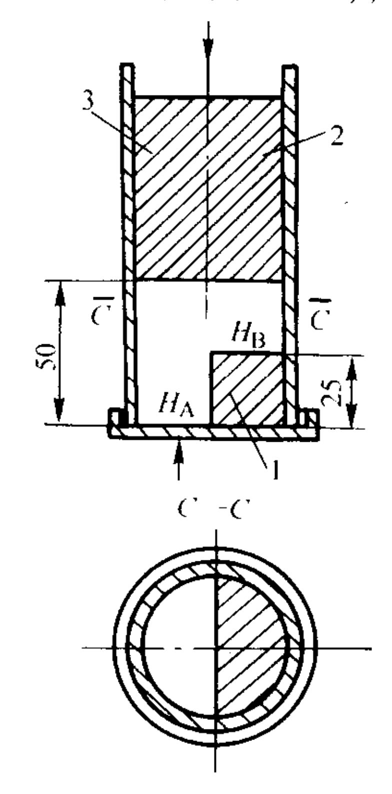


图7.4-54　用阶梯硬度法测定型（芯）砂流动性示意图
1—凸台；2—压头；3—冲头

（芯）砂放入试样筒中，用锤击式制样机舂打或在专用的压实机上压实，然后翻转试样筒，测量 A 处硬度 H_A，再将试样从试样筒中顶出少许，使试样的阶梯处与试样筒边取齐，取下半圆形金属凸台，用条形刀片削去突出的砂块部分，再测试样 B 处的硬度 H_B。试样 A、B 两处的硬度值差别越小，说明型（芯）砂的流动性越好，其流动性可用式（7.4-69）计算。

$$\eta=\frac{H_A}{H_B}\times100\% \qquad (7.4\text{-}69)$$

式中，η 为流动性，%；H_A 为试样 A 处的硬度；H_B 为试样 B 处的硬度。

目前该法在高压造型工艺中应用较多。

2）漏孔质量法　此法为测定通过一定直径漏孔的试样质量，装置如图7.4-55所示。称取试样170 g，放入标准试样筒中，先在锤击式制样机上舂打一次，然后将试样放置在一个带有 $\phi25$ mm孔的漏孔模上，再冲击两次，用通过漏孔试样质量占原来试样的质量分数来表示型（芯）砂的流动性 η，其流动性按式（7.4-70）计算。

$$\eta=\frac{m_A}{m_B}\times100\% \qquad (7.4\text{-}70)$$

式中，η 为型（芯）砂的流动性，%；m_A 为通过漏孔的砂质量，g；m_B 为原试样质量，g。

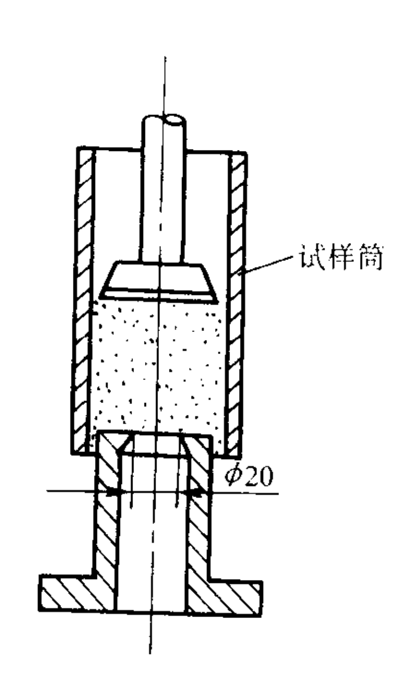


图7.4-55　漏孔质量法测定流动性示意图

3）侧孔质量法　在圆柱形标准试样筒的侧面开有一个小孔，直径为12 mm（见图7.4-56），先用塞柱塞紧。称量185 g试样，倒入试样筒中，再将它放在锤击式制样机上，拔出塞柱舂击10次，用顶样柱将试样顶出。把留在小孔中的砂子刮下来，连同被挤出的砂子一起进行称量。以它占试样的质量分数，作为型（芯）砂的流动性指标，计算式同式（7.4-70）。

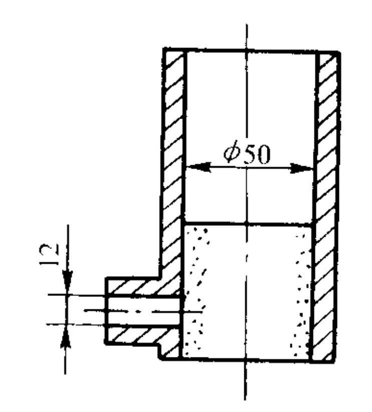


图7.4-56　侧孔质量法测定流动性装置简图

小孔中被挤出的砂子越多，说明型（芯）砂的流动性越

好。这项试验基本上能反映出型（芯）砂充填铸型轮廓、凹槽的能力以及它的吹射性，故它比较适合于测定湿态强度较低的树脂砂的流动性。

4）环形空腔法　在锤击式制样机上先舂制一个圆柱形标准试样，并称其质量。再称同样质量的型砂，填入特制的试样筒中（见图 7.4-57)，该试样筒的下端有环形空腔。在 SAC 型锤击式制样机上舂打 3 次，测量试样的高度。型（芯）砂的流动性用式（7.4-71）计算。

$$\eta = \frac{h_0 - h}{h_0 - h_1} \times 100\% \qquad (7.4\text{-}71)$$

式中，h_0 为当型（芯）砂的流动性为零时试样的高度，$h_0 = 50$ mm；h_1 为当型（芯）砂的流动性为 100% 时试样的高度，$h_1 = 35$ mm；h 为实际试样的高度，mm。

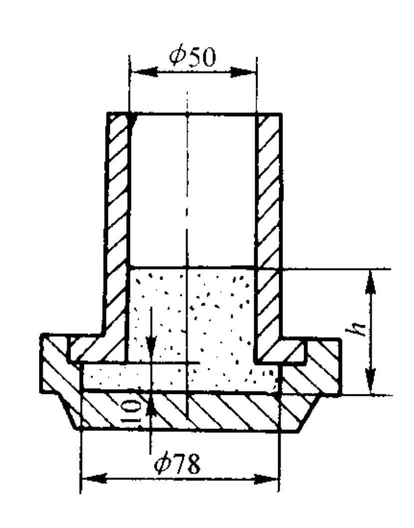


图 7.4-57　环形空腔法测定流动性装置简图

此法能反映出型（芯）砂受力后向各个方向移动的能力。它也比较适用于测定湿态强度较低的型（芯）砂，如树脂砂的流动性。

2.3.7　破碎指数

型（芯）砂的韧性系指型（芯）砂在造型、起模、制芯、脱芯时吸收塑性变形，不易损坏的能力，一般以破碎指数来表示 。

试验时，将湿态标准抗压试样放在破碎指数试验仪（见图 7.4-58）的铁砧上，用 φ50 mm、重 510 g 硬质钢球自距铁砧上表面 1 m 高处自由落下，直接打在标准试样上。试样破碎后，大块型砂留在 12.7 mm 筛上，碎的通过筛网落入底盘内，然后称量筛网上大块砂质量。大块砂质量与原试样质量的比值作为型（芯）砂的破碎指数。

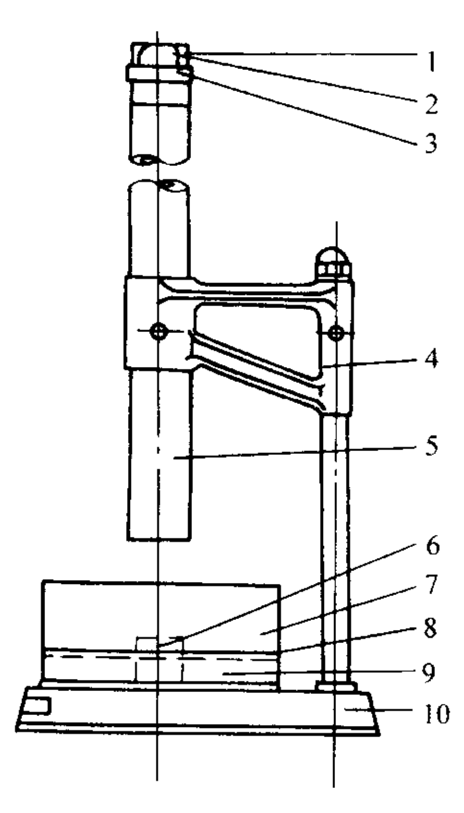


图 7.4-58　落球式破碎指数试验仪结构图

1、3—钢球擒纵机构；2—钢球；4—支架；5—导管；6—试样座；7—筛圈；8—筛子；9—底座；10—机座

型（芯）砂的破碎指数越大，表示它的韧性越好。测定破碎指数时数值较分散，重现性差。一般每种试样应取 3 次试验的平均值，而且，任一数值偏差不得大于平均值 20%。

2.3.8　砂型表面硬度

砂型（芯）的表面硬度是指它抵抗压划或磨损的能力。砂型（芯）的硬度与它的紧实度、强度有很大的关系。由于目前测定砂型（芯）的紧实度比较困难，在生产中常以测定砂型（芯）的表面硬度来评定它的紧实程度。这种方法操作简便，不损坏砂型。

1）主要仪器　SYS－A 型、SYS－B 型、SYS－C 型湿型硬度计（见图 7.4-59、图 7.4-60)。

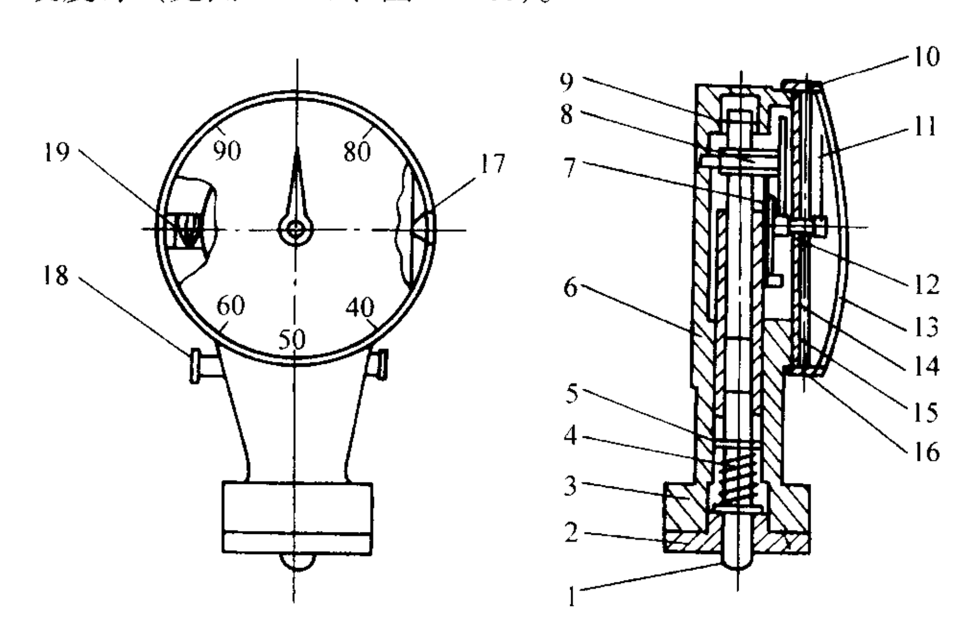


图 7.4-59　湿型硬度计结构简图

1—压头；2—底面；3—表壳；4—测力弹簧；5—调节螺钉；6—镶套；7—游丝；8—传动齿轮；9—导向销；10—压板；11—弹性垫圈；12—刻度盘；13—表盖；14—回转齿轮；15—指针；16—调整圈；17—钢丝扣；18—锁紧装置；19—定位插片

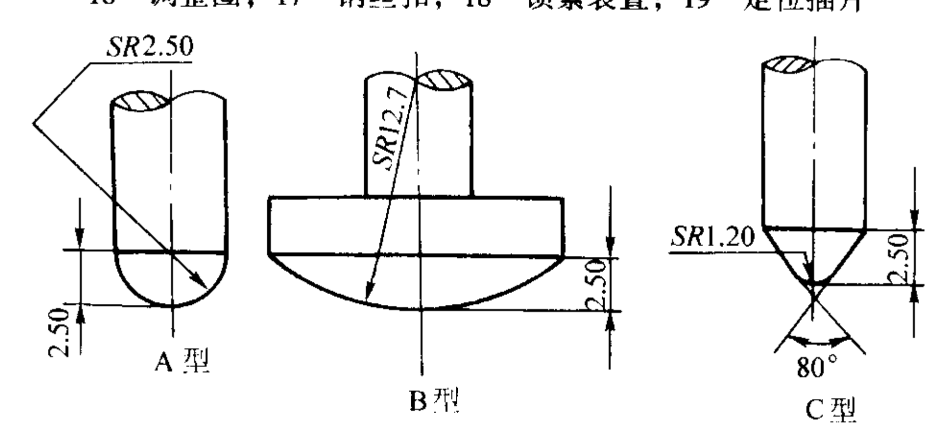


图 7.4-60　湿型硬度计压头形状图

与 A、B、C 三种型号硬度计刻度值相对应的线性计算压力值见表 7.4-15。

表 7.4-15　与硬度计刻度值相对应的线性计算压力值

型　号	刻　度　值　/kPa						使用范围
SYS－A（圆形压头 $R = 2.5$ mm ± 0.03 mm）	—	16.04	18.92	20.37	21.81	23.25	细砂，手工或一般机械造型
SYS－B（圆形压头 $R = 12.7$ mm ± 0.55 mm）	—	50.52	68.77	77.89	87.01	96.14	粗、细砂型，手工或一般机械造型
SYS－C（圆锥形压头 $R = 1.2$ mm）	56.51	82.40	108.30	—	134.20	147.15	高压造型

2）检测方法　试验时，将硬度计紧压在所要试验的试样或砂型平面上，应使硬度计底部平面与被测试砂型平面紧密接触。然后根据小钢球压入试样或砂型表面的深度，可直接从硬度计表盘的刻度上读出该试样或砂型的硬度值。

测定湿态试样的硬度时，需测三个试样，而且每个试样要测三个不同位置，取其算术平均值。如其中任一个硬度值超出平均值20%，试验需重新进行。

2.3.9 成型性

型砂的成型性对型砂含水量是很敏感的。检验型砂的干湿程度，除用紧实率外，还可以测定型砂的成型性（或称过筛性）。根据型砂的干湿程度不同通过筛孔的能力也不同的原理而设计的SCS转筛式成型性试验仪，如图7.4-61所示。较干的型砂要比湿的型砂容易通过筛孔。试验时，将200 g试样在测定成型性的滚动筛中筛10 s，筛出的砂质量占原砂样的质量分数称为型砂的成型性（过筛性）。

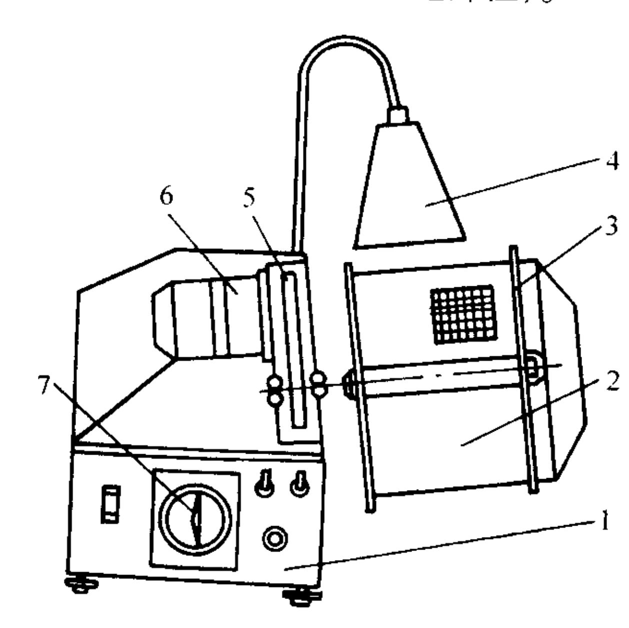


图7.4-61 转筛式成型性试验仪

1—电器系统；2—滚筒筛；3—机械传动；4—红外线灯；5—电动机；6—变速齿轮；7—定时器

2.3.10 有效膨润土含量（标准方法，JB/T 9221—1999）

测定有效膨润土的含量，是根据膨润土中含蒙脱石矿物能吸附亚甲基蓝等染料的特性，而粉尘、砂粒、被烧死的无效膨润土等无黏结作用物料则不吸附或极少吸附亚甲基蓝染料的原理进行的。

为了测定旧砂中有效膨润土含量，先用新砂分别加入质量分数为2%、4%、6%、8%、…、20%和旧砂中同类的膨润土混合，在105～110℃温度下烘干，分别称取5 g。按上述方法测定出每一份试样的亚甲基蓝溶液的滴定量，然后以试样中的膨润土量为横坐标，亚甲基蓝滴定量为纵坐标，绘成标准吸附曲线。试验时取旧砂5 g，用亚甲基蓝溶液滴定，根据滴定量从标准吸附曲线上可以直接查出旧砂中有效膨润土的含量。

检测方法见1.3.1。

通过测得的有效膨润土含量，就可大致估算出型（芯）砂或旧砂的黏结强度，从而可决定新鲜膨润土的加入量。

2.3.11 pH值

型（芯）砂中含有各种不同的酸或碱的盐，当它们溶于水中，能显示不同的酸碱性，称为型砂的pH值。

称取50 g已烘干的型（芯）砂试样，放入150 mL的烧杯中，注入100 mL蒸馏水，加热至沸腾，用洗砂机搅拌10 min，然后冷却沉淀，再用滤纸过滤，除去滤液表层的悬浮物，以下检测方法见1.3.1（10）。

2.3.12 含泥量（标准方法，GB/T 2684—1981）

黏土砂的含泥量是指型（芯）砂或旧砂中含有直径少于0.020 mm的粒子的质量分数。检测方法见1.2.4。

2.3.13 发气性

试验时，先将发气量测定仪升温至900℃，再称取试样3 g±0.01 g，置于瓷舟中，余下步骤同1.2.13。

2.3.14 有效煤粉含量（标准方法，JB/T 9221—1999）

黏土砂中有效煤粉含量是指在旧砂中除去已失效的，而能起着相当于新鲜煤粉作用组分的质量分数。

检测方法：将发气性测定仪升温至900℃，称取生产中使用的煤粉试样0.01 g，放入瓷舟中。余下步骤同1.2.13。此外，按上述同样的办法测定膨润土及其他附加物的发气量。最后，再按上述方法测定除去含铁物质和风干过的1.0 g±0.01 g型（芯）砂或旧砂的发气量，其有效煤粉含量可用式（7.4-72）来计算。

$$w(M)=\frac{Q_1-\sum Q_i}{Q}\times 100\% \qquad (7.4\text{-}72)$$

式中，$w(M)$为旧砂中有效煤粉含量，%；Q_1为1.0 g旧砂的发气量，mL；$\sum Q_i$为1.0 g旧砂中除煤粉外的膨润土和其他附加物的总发气量，mL；Q为0.01 g煤粉的总发气量，mL。

按上述方法对同一试样测定三次，取其算术平均值，若其中任一结果与平均值的差大于10%，试验需重新进行。

2.3.15 型（芯）砂热导率

（1）方法Ⅰ

用非稳态热线方法导热仪测定铸型材料的热导率。

1）仪器　HC－60型高温导热仪是一种专门用于测定非金属材料热导率的仪器，其测量温度范围从常温至1 500℃，测量热导率范围在0.116 3～11.63 W/（m·K），仪器主要由加热源和控制测量两大部分所组成。

2）工作原理　HC－60型高温导热仪所需的试样由114 mm×114 mm×65 mm 2块试样组成，2试样中间夹有传感器，传感器由6条不同型号的铂铑合金丝组成，其中有铂铑ϕ0.3 mm和铂ϕ0.3 mm两支组成一对热电偶用来测定试样温度，由两支ϕ0.5 mm铂线组成一个电流回路，在测量时间内通过0.3～3 A的电流。随着时间变化，在试样与热线中产生了一个温度差ΔT，也就是试样的中心温度高，热量通过试样向外扩散，如果试样的热导率大，热线的温度上升就慢（因为热量通过试样很快就扩散出去了）反之热线温度上升就快。设热线电阻值R在某一温度下为一常数，则$E=IR$，通过两条铂铑ϕ0.3 mm线测出。而温度差ΔT，通过导线分别输入温度转换器，最后到积分计算器中计算出热导率值。

3）检测方法

① 试样的制作　标准试样尺寸114 mm×114 mm×65 mm两块，热线夹在试样中间，试样用手紧实，要求捣制均匀，内部不得有孔洞，两块的质量应一致。试样混合物配比和工厂实际配比应一致，范围大致如下：对于黏土砂，黏土加入量是原砂质量的7%～10%．烘干炉的温度为300～400℃，保温4 h；若为水玻璃砂，水玻璃加入量是原砂质量的5%～7%，混砂机混3～5 min，二氧化碳吹硬，烘干炉的温度为100～150℃，干燥保温4 h。

② 试样安装　为了减少试样与热线间的温度梯度到最小程度，必须使两试样接触面平行，并在试样上开沟槽将热线置于沟槽之中，以碎末封住沟槽，然后放入炉中进行低温测试。同时可进一步选择最佳电流值和热导率控制范围。如测试热导率时再现性不好，应检查试样安装是否正确。

③ 注意事项　在测试过程中应注意以下几点。

a）保证温度达到稳定状态时才能测试。

b）两次测量间隔不能小于6～10 min。

c）在热导率曲线出现拐点时，测量温度间距应小一些。

d）测量高热导率物质时，电流要大一些（一般在2 A以上）。

④ 试验结果的计算。设任意时间t_1、t_2相对热源表面温度分别为T_1、T_2，则$\Delta T=T_1-T_2$，则型（芯）砂的热导率可按式（7.4-73）计算。

$$\lambda = 1.576\frac{IE}{\Delta T}\lg\left(t_2/t_1\right) \qquad (7.4\text{-}73)$$

式中，λ 为热导率，W/m·K；ΔT 为相对热源表面温度差，K；I 为电流密度，A；E 为电压，V。

（2）方法Ⅱ

激光闪光方法测定固体材料的热物理参数。

用此种方法测量物质的热物理参数（c_p，λ，a）是利用瞬间激光光照使试样产生热量，并通过热电偶或非接触式检测元件测量其温度，而后输入高速记忆转换装置，再进入瞬时存储器，最后转换输出数据曲线图。

1）热扩散率 a 的测量　由于激光束照射在试样正表面时间极短（几毫秒到几秒种），则试样可认为处于绝热状态下。试样有均匀的厚度 δ，当试样正表面均匀的吸收激光照射，并假定试样无热损失时，当 x（δ，t）= 0.5，y = 1.38，得热扩散计算式（7.4-74）：

$$a = 0.139\frac{\delta^2}{t^{1/2}} \qquad (7.4\text{-}74)$$

式中，$t^{1/2}$ 为试样正表面瞬时热源辐照试样背表面温度达到最大值时需要的时间，s。

2）定压热容 c_p 的测定　测量定压热容 c_p 时需要黑化试样表面，试样黑化可以保证激光在其表面吸收率的稳定。试样表面黑化常用喷涂石墨的方法。定压热容由式（7.4-75）计算。

$$c_p = \frac{AQ_0}{\delta\rho\Delta T_{max}} \qquad (7.4\text{-}75)$$

式中，c_p 为定压热容，J/kg·K；Q_0 为激光能量，J；A 为吸收率，%；ρ 为试样的密度，g/cm³；δ 为试样的厚度，mm；ΔT_{max} 为试样背面温升的最大值，K。

3）热导率 λ 及蓄热系数 b 按式（7.4-76）和式（7.4-77）计算：

$$\text{热导率}\quad \lambda = c_p\rho a \qquad (7.4\text{-}76)$$

$$\text{铸型的蓄热系数}\quad b = \left(\lambda c_p\rho\right)^{1/2} \qquad (7.4\text{-}77)$$

注：在测试温度高于 1 000℃时可用下面几种方法黑化试样，如贴附白金箔，表面喷涂金属，实际上试样的厚度要根据热扩散大小而定，热扩散率越大试样越薄，一般认为造型材料，保温材料在 2～3 mm 厚，应当指出试样厚度不同的同种材料的热扩散是有差异的。

2.4　水玻璃砂

水玻璃砂指由原砂、水玻璃及附加物构成的混合料。

水玻璃砂除检测一些黏土砂常规的试验性能外（如含水量、透气性、流动性和强度等），还需要测定其表面安定性、可使用时间、溃散性、吸湿性和再生砂中 Na_2O 的含量等。

其他无机黏结剂砂（水泥砂、磷酸盐砂等）可参照水玻璃砂的检测方法。

2.4.1　含水量

水玻璃砂的含水量系指其能在 105～110℃下烘干去除的水分含量。以试样烘干后失去的质量与原试样质量的百分比来表示。对于二氧化碳法硬化的水玻璃砂的含水量，是表示刚制备好、吹二氧化碳硬化前型（芯）砂中所含的水分。对于水玻璃自硬砂，是指水玻璃砂放置一定时间硬化后的含水量。检测方法见 1.2.3。

但是，按上述方法测得的仅是水玻璃砂的平均含水量。在生产中往往需要测定型（芯）砂的表层或不同深处的含水量。那么，可在型（芯）砂的表层和要求的不同型（芯）砂的深度处取样，再按上述方法进行试验。

2.4.2　透气性

水玻璃砂的透气性可分湿态和干态两种，都是采用 ϕ50 mm×50 mm 的圆柱形标准试样。测定水玻璃砂的湿态透气性可采用黏土砂所用的办法。测定硬化的水玻璃砂的透气性时，对于 CO_2 法，试样吹气硬化后，便可在透气性测定仪上进行测定；对于自硬水玻璃砂，待试样硬化后，从组合型芯盒中取出，装入测定干透气性的专用试样筒中，然后，把试样筒放在透气性测定仪上进行测定。

检测方法见 2.3.2。

2.4.3　强度

水玻璃砂的强度是指其型（芯）砂抵抗外力破坏的能力。根据型（芯）砂的性质和用途，又可分为湿态强度和硬化后强度。按硬化方式的不同，对于 CO_2 硬化的水玻璃砂可分为即时强度和 24 h 的终强度；对于自硬水玻璃砂可分为小时强度和终强度。

1）湿态强度　水玻璃砂从混砂机卸出而未硬化前的抗压强度，采用圆柱形标准抗压试样，检测方法见 2.3.4（2）下 1）。

2）即时强度　水玻璃砂的即时强度是指其型（芯）砂吹过 CO_2 气体刚硬化后立即测定的强度，一般采用圆柱形标准抗压试样，检测方法见 2.3.4（2）下 2）。

3）小时强度和终强度　将刚混制好的自硬水玻璃砂，迅速制作一批标准试样，抗压强度试样以 3 个为一组，抗拉强度试样以 5 个为一组，分别放置 1 h、2 h、3 h、4 h、…、和 24 h 后，测定其强度，称 24 h 的强度为终强度，其余称为小时强度。或是将水玻璃砂制成试样后，吹 CO_2 使之硬化，放置 24 h 再测定其强度，即得水玻璃砂的终强度。

抗压强度的检测方法见 2.3。

抗拉强度的检测方法：测定时，将抗拉夹具置于万能强度试验仪器上，然后，将试样放入夹具中，并使夹具中四个滚柱的平面紧贴住试样的腰部（见图 7.4-62），转动手轮，逐渐加载，直至试样断裂，其抗拉强度值可直接从压力表读出。

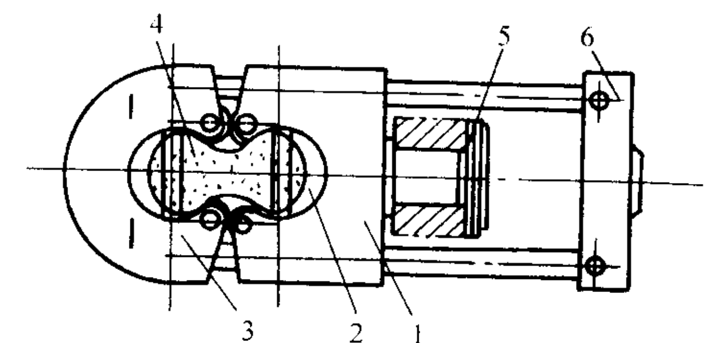


图 7.4-62　抗拉强度试验夹具示意图

1—工作活塞；2—试验机夹具孔；3—抗拉夹具；4—“8”字形试样；5—固定螺母；6—顶板

由于水玻璃砂具有一定的吸湿性，试样应放置在干燥器中保存。

水玻璃自硬砂在硬化过程中，其强度增长与环境温度和空气的相对湿度，有十分密切的关系，为了提高试验结果的精确性，试验的试样应在一定的环境温度和相对湿度条件下硬化。

2.4.4　可使用时间

水玻璃砂的可使用时间是指其从混砂机中卸出后至仍能用于造型制芯的允许存放的时间，用 min 来表示。

将刚混制好的自硬水玻璃砂，立即制作标准试样（抗压强度试样以 3 个为一组，抗拉强度试样以 5 个为一组），其余的型砂放入密闭的容器中，每隔一定时间（5～10 min，根据硬化速度而定）制作一组试样，直到型砂已硬化，不能继续再制作试样为止。然后，在一定的环境温度和相对湿度的条件下，将制好的试样放置 24 h 后测定其强度，再与刚出碾时所制作的，并放置 24 h 后的试样的强度值进行比较。以其强度值下降 20% 时试样所经历的时间，作为该型砂的可使用时间。

2.4.5 起模时间

起模时间是指制好的型、芯，当它硬化到可以起模（或能从芯盒中取出来）而不致于损坏所需的硬化时间。主要用于自硬砂。

1）强度法　将刚混制好的型（芯）砂，立即制作一批标准强度试样（抗压强度试样以3个为一组，抗拉强度试样以5个为一组），每隔一定时间（5～10 min，根据硬化速度而定），测定其强度，当抗压强度达到0.15～0.25 MPa、抗拉强度达到0.05～0.1 MPa时（较小或简单型芯取下限，较大或复杂型芯取上限）即达到起模时间。

2）硬度计法　用B型砂型硬度计（球面较大，测量误差较小）在型（芯）的表面测其硬度，当硬度值达到80～90时（较小或简单型芯取下限，较大或复杂型芯取上限）即达到起模时间。应选择三个以上的较为平整光滑的表面作为测量点进行测量，取平均值。

2.4.6 表面安定性

水玻璃砂的表面安定性是指其试样硬化后，在存放过程中表面强度下降的程度。以试验前后试样质量变化的百分数来表示。

制作3个 ϕ50 mm×50 mm的圆柱形标准抗压强度试样，硬化后分别称重，再放入转筛式成型性试验仪的 ϕ178 mm圆筒筛中，以57 r/min的转速转动2 min后，对残留在筛网中的试样进行称重，其表面安定性可按式（7.4-78）计算。取三个试样的平均值作为表面安定性。如果三个数值中任何一个数值与平均值相差超出10%时，试验需重新进行。

$$\psi = \frac{m_1}{m_0} \times 100\% \tag{7.4-78}$$

式中，ψ 为试样表面安定性，%；m_1 为试验后试样的质量，g；m_0 为试验前试样的质量，g。

2.4.7 吸湿性

吸湿性表示硬化后的砂型（芯）在存放过程中吸收空气中水分，致使其强度下降的程度，以试样强度下降的趋势来表示。

将硬化后的标准试样（抗压和抗拉试样均可），放入下部盛水的干燥器中，盖上盖子，使干燥器的空间形成高湿度的条件。将试样分别存放24 h、48 h和72 h后，从干燥器中取出，测定其强度，以其强度下降的趋势表示该种型（芯）砂吸湿的程度。

2.4.8 溃散性

水玻璃砂型（芯）在浇注后自行溃散的能力称为溃散性。目前水玻璃砂的溃散性尚无统一的标准检测方法，常用的两种方法是出砂指数法和残留强度法。

1）出砂指数法　采用如图7.4-63所示的落锤冲击试验装置。在该装置中落锤重2 kg，将它提升至顶端时锤尖离铸件上平面的距离为200 mm。理论上每次下落的冲击功为1.92 J。溃散性试样的浇注工艺见图7.4-64。每箱同时浇注4个 ϕ50 mm×50 mm水玻璃砂试样，待其冷却至室温后，将试样依次置于落锤冲击试验装置下端的凹穴内，再把冲头提至顶端，使之自由落下，进行冲击，直至锤尖触及芯底部的铸件平面为止。记录其冲击次数，并把打下来的砂子集中起来称重。然后，以冲击次数为横坐标，砂重为纵坐标，在对数坐标纸上做出溃散性曲线。把平均每次冲击打下来的落砂质量称之为出砂指数，它可按式（7.4-79）计算。

$$X_c = \frac{m}{n} \tag{7.4-79}$$

式中，X_c 为出砂指数；m 为冲击打下来的砂子质量总和，g；n 为冲击次数，次。

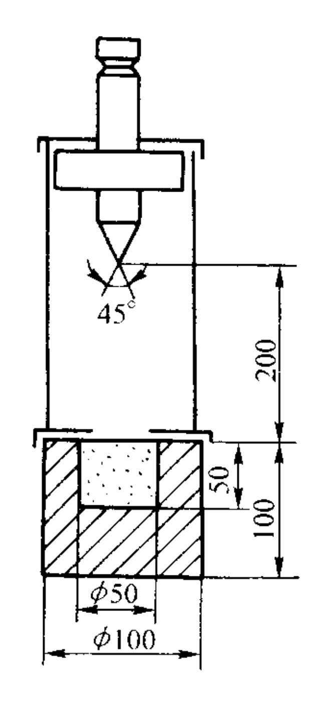
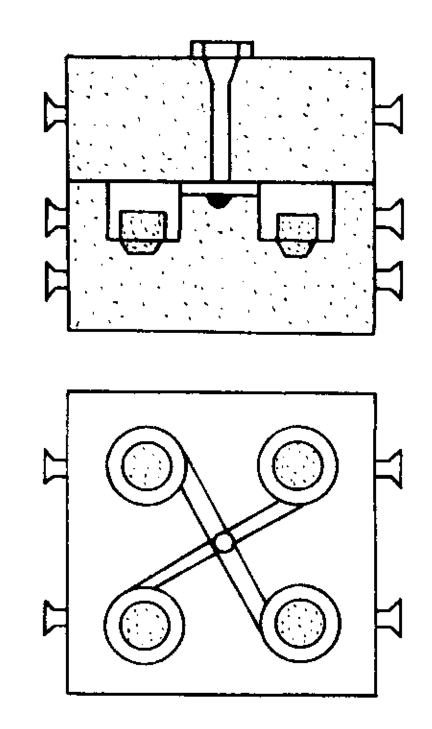


图7.4-63　落锤冲击试验装置简图


图7.4-64　溃散性试样浇注工艺示意图

2）残留强度法　将硬化后的 ϕ30 mm×50 mm水玻璃砂试样，放入预先加热至规定温度的高温电炉中，待下降的炉温回升到规定的温度后，保温一定时间（视规定温度而定）。然后，取出试样，待其冷却至室温后，测定其抗压强度，该强度即为该种水玻璃砂试样的在一定温度下的残留强度。

2.4.9 再生砂中 Na_2O 含量

水玻璃旧砂中残留 Na_2O 的质量分数。

称取50 g±0.1 g水玻璃再生砂，放入250 mL的三角烧杯中，加入蒸馏水100 mL，煮沸1 min❶，冷却至室温后，再加入甲基红指示剂8～12滴，用浓度为0.5 mol/L的HCl标准溶液滴定，试液由绿变红即为终点，记下HCl标准溶液消耗的毫升数，试样中 Na_2O 的含量按式（7.4-80）计算。

$$w(Na_2O) = \frac{c_{HCl} V \times 62}{2 \times 1\,000 m} \times 100\% = \frac{0.031 c_{HCl} V}{m} \times 100\% \tag{7.4-80}$$

式中，$w(Na_2O)$ 为 Na_2O 的含量，%；c_{HCl} 为HCl标准溶液的浓度，mol/L；V 为浓度为0.5 mol/L的HCl标准溶液的消耗量，mL；m 为试样的质量，g；62为 Na_2O 的摩尔质量，g/mol。

2.5 油砂

由原砂、油类黏结剂及附加物构成的混合料。

由其他天然有机黏结剂如合脂、渣油、纸浆废液、木浆废液、糖浆、淀粉、糊精等构成的混合料，由于它们的性能

❶ 煮沸1 min为著者所加入的内容，煮沸与否，Na_2O 残留量测定值相差0.1%以上。

与油砂相近，因此它们的检测方法可参照油砂的相关方法。

1）含水量　油砂的含水量系指其能在 105～110℃下烘干去除的水分含量。以试样烘干后失去的质量与原试样质量的百分比来表示。

检测方法见 1.2.3。

2）湿压强度　用取自生产现场的样品或实验室混制的型（芯）砂，制作 $\phi 50$ mm × 50 mm 的圆柱形标准抗压试样。测定方法与黏土砂相同。

检测方法见 2.3 节。

3）干拉强度　用取自生产现场的样品或实验室混制的型（芯）砂，制作 5 个 “8” 字形标准抗拉试样，放入烘箱内，在 210℃ ± 5℃的温度下保温 1 h，从烘箱中取出试样放在干燥器内冷却至常温，然后测定其抗拉强度。

检测方法见 2.4 节。

4）透气性　油砂的透气性可分湿态和干态两种，用取自生产现场的样品或实验室混制的型（芯）砂，制作 $\phi 50$ mm × 50 mm 的圆柱形标准抗压试样。测定干态透气性的试样应放入烘箱内，在 210℃ ± 5℃的温度下保温 1 h，从烘箱中取出试样放在干燥器内冷却至常温，然后测定其干态透气性。

测定方法与黏土砂相同，见 2.3.2。

5）发气性　检测方法同 1.2.13。

2.6 树脂砂

树脂砂指由原砂、合成树脂及附加物构成的混合料。

2.6.1 混合料配制

（1）覆膜砂

1）覆膜砂的配比（质量比）　标准砂 100.0 + 壳型（芯）酚醛树脂 3.0 + 乌洛托品水溶液（1:1）0.72（乌洛托品为树脂质量的 12%）+ 硬脂酸钙（化学纯）0.18（为树脂质量的 6%）。

2）覆膜工艺　首先将 1 000 g 标准砂加入到混砂机中，开动搅拌器并开始加热。待砂温加热到 140℃时，关闭加热器电源，将树脂加入混砂机，混砂 150 s，待砂温降到 105℃再加入乌洛托品水溶液，混砂 20 s，再加入硬脂酸钙，开通冷却水冷却，待砂温降到 70℃以下时停机，卸料并过筛孔尺寸为 0.60 mm 的铸造用试验筛。

（2）热芯盒砂（标准方法，JB/T 3828—1999）

1）热芯盒砂工艺试样配比（质量比）　标准砂（ZBS 50/100）100.0 + 热芯盒树脂 2.5 + 固化剂 0.5（树脂中氮的质量分数在 6.5% 以上时，用氯化胺:尿素:水 = 1:3:3 作为固化剂；树脂中氮的质量分数在 6.5% 以下时，用对甲苯磺酸:水 = 1:1 作为固化剂）。

2）混砂工艺　砂加固化剂 $\xrightarrow{1\ \text{min}}$ 加树脂 $\xrightarrow{2\ \text{min}}$ 卸料搅匀并用带盖塑料桶盖严保存备用。

3）射芯工艺参数　热芯盒模具温度 210℃ ± 5℃、射芯压力 0.5～0.7 MPa、硬化时间 20～40 s。

4）制样工艺　将热芯盒砂装入射筒中，加满刮去筒面及射孔面的余砂。待升温到规定温度，温度指示灯（红灯）亮时，速将射筒装到射芯机上射砂，至规定的硬化时间时，立即取下射砂筒及试样，清理好芯盒后，合上芯盒备用。

（3）冷芯盒砂

1）主要仪器　SHY 型叶片式芯砂混砂机（见图 7.4-65）、LXH－05 型冷芯盒试样射芯机（如图 7.4-66 所示）。

2）混砂工艺　首先在混砂机内将称量好的原砂和黏结剂第一组分搅拌 8～10 s，然后加入第二组分，再搅拌约 8 s 后卸料，将型砂混合料装入干净的密闭容器内。

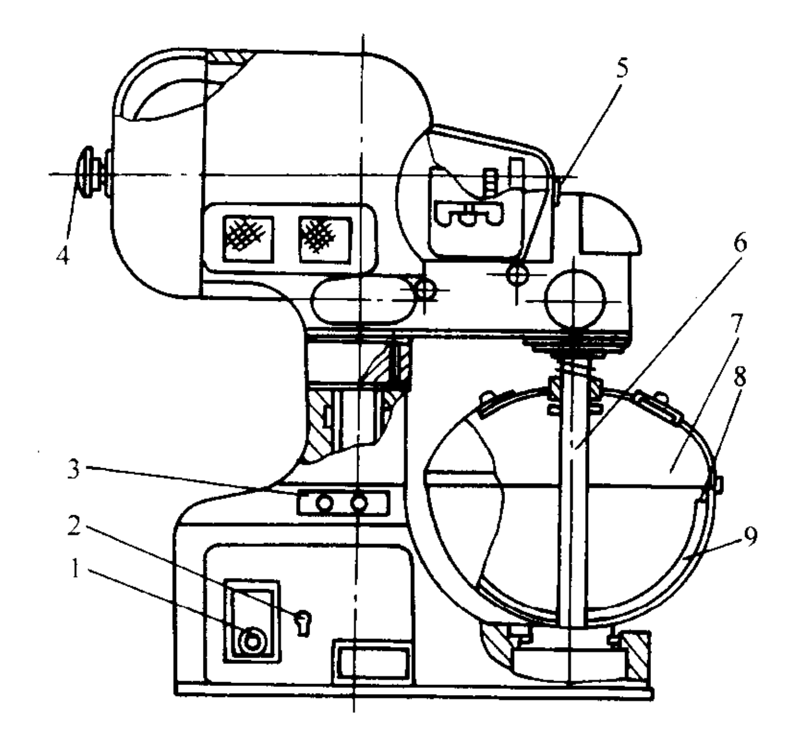


图 7.4-65　叶片式芯砂混砂机结构简图

1—定时器；2—开关；3—升降开关；4—补偿器；5—指示灯；6—搅拌轴；7—砂盖窥视孔；8—叶片；9—砂碗

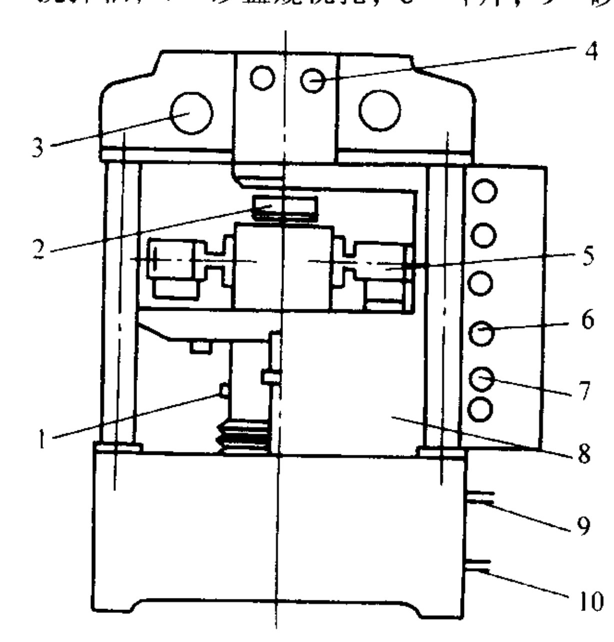


图 7.4-66　LXH－05 型冷芯盒试样射芯机

1—气缸；2—射砂、吹气头；3—操作手柄；4—气体固化计压力表；5—压紧机构；6—时间继电器；7—温度控制器；8—操作门；9、10—进气管道

3）试样制备　试样包括标准 “8” 字形抗拉试样，长条形抗弯试样，$\phi 30$ mm × 50 mm、$\phi 11$ mm × 20 mm 抗压或热稳定性试样和 $\phi 10$ mm × 50 mm 热膨胀试样等，采用木质、塑料或金属芯盒均可。用 LXH－05 型冷芯盒试样射芯机制样。制样工艺参数：射砂压力（干燥空气）为 0.5～0.56 MPa，用三乙胺作催化剂时，三乙胺气雾发生器的吹气压力为 0.14 MPa（也有定为 0.07 MPa 的）；吹三乙胺时间为 5 s，用干燥空气吹洗时间为 10 s。

（4）呋喃树脂自硬砂

1）主要仪器　NRJ－411 型水泥胶砂搅拌机（容量3 kg）、“8” 字型标准试样样盒、台秤（10 kg）、毛发式湿度计。

标准砂、树脂、质量分数为 70% 对甲苯磺酸水溶液。

2）试验条件　砂温 20℃、室温 20℃左右、相对湿度 50% 左右。

3）工艺试样的制备　取标准砂 1 000 g，放入 NRJ－411 型水泥胶砂搅拌机里，开机后立即加入 7.5 g 对甲苯磺酸水溶液，搅拌 1 min，再加入树脂 15 g（树脂不含任何附加物），搅拌 1 min 后出料。

将刚混制好的砂型（芯），在 10 min 内，迅速制作一批 “8” 形标准抗拉强度试样。每组 5 个，试样质量 67 g ± 1 g。

2.6.2 性能检测

（1）常温抗拉强度

抗拉强度系指其硬化并冷却至室温时，试样在外力作用

下破坏时所需的最大拉应力，用 MPa 来表示。

1）覆膜砂（标准方法，JB/T 8583—1997）　试样一般采用厚 11.18 mm 的薄型“8”字形抗拉强度试样。试验时，先将对开式专用试样盒和上、下硬化块加热至 232℃ ± 5℃并保温，然后移开上硬化块，将专用的砂斗-刮板装置放在试样盒上，迅速将覆膜砂填入试样盒内，取下砂斗-刮板装置，刮去多余的覆膜砂，立即压上上硬化块，使之硬化2 min，取出试样，待冷却至室温后，在 1 h 内进行测定。

检测方法与水玻璃砂相同，见 2.4.3。

2）热芯盒砂（标准方法，JB/T 3828—1999）　已经硬化并冷却至室温的热芯盒砂试样抵抗外部拉力破坏的能力，称为热芯盒砂的抗拉强度，以 MPa 表示。

从热芯盒中取出试样，置于干燥器中冷却至室温，然后进行抗拉强度的试验。

检测方法与水玻璃砂相同，见 2.4.3。

3）冷芯盒砂　冷芯盒树脂砂的强度包括初始强度和终强度。初始强度为吹气固化后 1 min 内测定的抗拉强度，终强度是指吹气固化后放置 24 h 测定的抗拉强度。而固化后放置 30 min、60 min、…等时间测定的抗拉强度反映它的硬化速度。

抗拉强度的检测方法与水玻璃砂相同，见 2.4.3（3）。

4）自硬砂　树脂自硬砂的强度是指其砂型（芯）抵抗外力破坏的能力，通常可分为小时强度和终强度，用 MPa 表示。

将已打好的试样在规定的试验条件下分别放置 1 h、2 h、3 h、…、24 h，测定其抗拉强度，即可得到该型（芯）砂的小时强度和终强度（即 24 h 的强度）。绘出硬化时间和抗拉强度的关系曲线。

抗拉强度的检测方法与水玻璃砂相同，见 2.4.3。

（2）常温抗弯强度（标准方法，JB/T 8583—1997）

抗弯试样在外力作用下破坏时所需的最大弯曲应力，以 MPa 来表示。抗弯强度试样尺寸为 70 mm × 22.36 mm × 11.18 mm。

先将试样模具及上、下加热板加热至 232℃ ± 5℃，然后移开上加热板，迅速将覆膜砂由砂斗倒入模腔中，刮板刀口垂直于模具，从试样的中间分两次向两边（与模具长度方向平行）刮去模具上多余的砂子，然后压上上加热板，开始计时，保温 2 min，取出试样，放于干燥处自然冷却到室温并在 1 h 内进行测量。

试验时，将抗弯试样放置到液压强度试验机的支点上，应使试样的光面落在两个支承的刃口上，加载的单刃口则落在试样刮平的平面上（见图 7.4-67）。在两个支点中间加载荷，记录试样破坏时的负载（其抗弯强度值为压力表中抗拉刻度值的 16 倍）。取 10 个试样测试结果的算术平均值作为其抗弯强度。此法适用于覆膜砂。

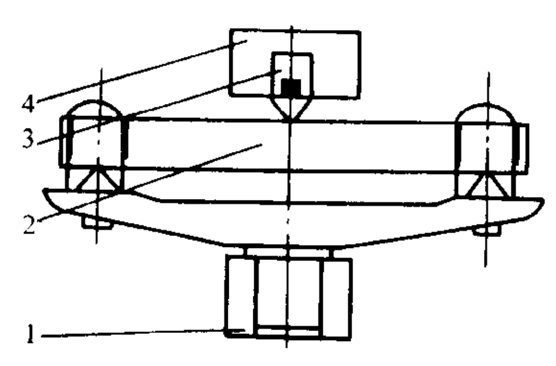


图 7.4-67　抗弯强度试验示意图

1—试验机夹具孔；2—抗弯试样；3—抗弯夹具；4—试验机工作活塞

（3）热态抗拉（抗弯）强度

热态抗拉（抗弯）强度是指型芯试样受热硬化后，在热态时测得的抗拉（抗弯）强度，用 MPa 表示。用其模拟型芯从制芯机上顶出时的热强度。

试样从制芯机上顶出后，应以最快的速度放在强度试验机上测定其抗拉（抗弯）强度。从取出试样到测试完成的时间不超过 15 s。如果有条件的话，可在专用的热壳型（芯）拉伸（弯曲）试验仪上进行，或在 SMT 型砂多功能测试仪上进行。试样断裂后，记下其最大负载。一般应取 6 个试样的算术平均值，作为被测定试样的热态强度值。此法适用于覆膜砂。

（4）高温强度

型（芯）砂的高温强度是指型（芯）砂试样加热到高温（一般≥600℃）时测定的强度。目前只测定型（芯）砂在高温下的抗压强度，用 Pa 表示。

试验时，首先将高温强度试验仪的炉温升至规定温度，把待测高温抗压试样放入炉中，在该温度下保温，直至试样中心部位达到炉温。一般保温时间随规定温度而异，低温时保温时间要长一些。然后，按下加载按钮开始加载，直到试样破坏为止。试验仪的记录部分便可指示或记录出最大的载荷值，得出树脂砂的高温抗压强度。

根据各次试验中数据分散的程度，测定 3 ~ 5 个试样，取其算术平均值，其中任何一数值与平均值的差超出 10% 时，试验应重新进行。

（5）表面强度

在存放和搬运过程中，型（芯）砂的表面和棱角抵抗外力磨损的能力称之为表面强度。

试验时，首先制备一个抗弯强度试样，并称其质量（准确至 0.1 g），再将此试样的一端固定在砂芯表面强度试验仪上（见图 7.4-68），以 120 r/min 的速度旋转，同时使 $\phi 3$ mm 小钢球在其上方 500 mm 处自由落下，撞击在抗弯强度试样的表面上。当质量为 500 g 的小钢球全部落完后，仔细称量磨损后试样的质量，该质量与原试样的质量百分数，即为试样的表面强度。砂芯的表面强度也可用硬度计测定其表面的划痕硬度来表示。

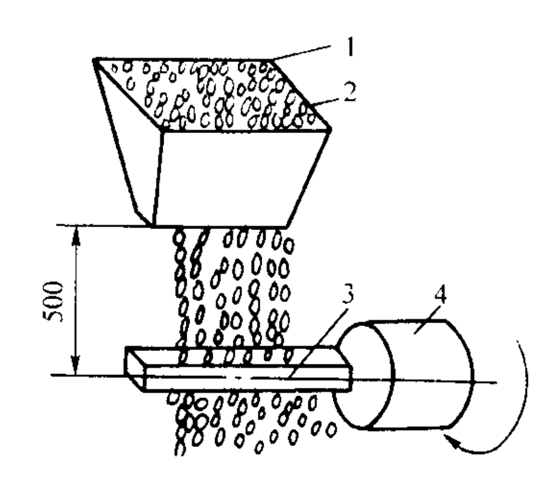


图 7.4-68　砂芯表面强度试验仪简图

1—钢球斗；2—钢球；3—试样；4—试样夹具

（6）可使用时间

1）热芯盒砂　热芯盒砂的可使用时间是指其芯砂从混砂机中卸出后至仍能满意地射制砂芯的允许存放时间，用 h 表示。

将刚混制好的芯砂，按射芯工艺射制成一组抗拉强度试样，然后，每隔一定时间射制一组“8”字形抗拉强度试样，硬化、冷却后在液压万能强度试验仪上分别测定其强度。

抗拉强度的检测方法与水玻璃砂相同，见 2.4.3（3）。

2）冷芯盒砂　将混制好的树脂砂放入容器内，放置一定时间（如 30 min、60 min、120 min、180 min、240 min、480 min）后，射制一组“8”字形抗拉强度试样，吹气硬化后 1 min 内，测其初始强度，直至射制的工艺试样初始强度低于工艺要求下限为止。由混砂完毕到此时的时间即为冷芯盒树脂砂的可使用时间。

生产中的工艺强度下限值，对于复杂砂芯一般定为 0.15 MPa；对于形状较简单的厚壁砂芯可定为 0.06 MPa。

3）树脂自硬砂　树脂自硬砂的可使用时间是指混砂后至型（芯）砂能用以制作出合格型、芯的时间。一般都是从混制好的型（芯）砂从混砂机中卸料算起，用 h 表示。

① 强度增长法　将刚混制好的型（芯）砂立刻制成一组圆柱形标准抗压强度试样并测定强度，其余的型（芯）砂放入密闭的容器中保存。然后，每隔一定时间（5 ~ 10 min，根据硬化速度而定）再制作一组抗压强度试样，都立即测定其抗压强度。一般，当型（芯）砂的抗压强度增长到 0.07 MPa时所经历的时间称为树脂自硬砂的可使用时间。

② 强度下降法　将刚混制好的型（芯）砂，每隔一定时间（5 ~ 10 min，根据硬化速度而定）制作一组标准强度试样（抗压强度试样以 3 个为一组，抗拉强度试样以 5 个为一组），在规定的温度和湿度下放置 24 h 后，测定其抗压强度，给出时间与强度的关系曲线。随着时间增加、强度下降，从曲线上查出强度下降 20% 时所对应的时间，即为可使用时间。

③ 锤实法　用刚混制好的树脂砂立即用锤击法锤击三次制备圆柱标准试样，并称试样质量，可使用时间计时开始，此后每隔 5 min 进行一次制样，每次所用的砂量，要和开始时所用砂量完全一样，然后记录紧实到标准试样高度时所需的锤击次数。当所需的锤击次数为 6 时的时间，即已达到可使用时间。

（7）起模时间

同 2.4.5。

（8）初强度、小时强度和终强度（固化特性）

1）自硬砂　将刚混制好的自硬砂，在 10 min 时间内，制作一批标准试样，抗压强度试样以 3 个为一组，抗拉强度试样以 5 个为一组，分别放置 1 h、2 h、3 h、4 h、…、和 24 h后，测定其强度，称 24 h 的强度为终强度，其余称为小时强度。

2）气硬砂　将刚混制好的气硬砂，制作一批标准试样，抗压强度试样以 3 个为一组，抗拉强度试样以 5 个为一组，吹气固化后 1 min 内测其强度称为初强度；吹气固化后放置 1 h、2 h、3 h、…、小于24 h的强度称为小时强度；放置24 h 的强度称为终强度。

3）固化特性　对上述试验结果绘制时间和强度曲线图，此曲线图称为该种型（芯）砂的固化特性。

（9）表面安定性

同 2.4.6。

（10）硬透性

采用数个 ϕ50 mm × 120 mm 试样筒，制作标准试样，试样要留在样筒内，并保持上表面敞开，下表面处于封闭状态。每隔 5 min 取 1 个样，用 B 型湿型硬度计测量上下两端面的表面硬度（先测下表面硬度，然后用顶柱把试样推至样筒上端，测量上表面硬度）。绘出硬度与时间的关系曲线。在相同时间内，上下端面的表面硬度差别越小，则其硬透性越好。此法适用于自硬砂。

（11）流动性

流动性是指其型（芯）砂在可使用时间范围内在外力或自重的作用下，沿着模样表面和砂粒间相对移动的能力。

1）覆膜砂　计时法：用 ϕ6 mm 黏度杯，用手将其底孔塞住，然后将覆膜砂添满并刮平后，移开手指同时以秒表开始计时，至砂流完的时间为该砂的流动性，单位为秒（s）。

2）热芯盒砂　采用侧孔质量法和环形空腔法，特别是前者操作方便，简易可行。检测方法见 2.3.6。

3）树脂自硬砂　采用侧孔质量法来测定其流动性，检测方法见 2.3.6。

（12）吸湿性

吸湿性是指制成的砂型（芯）从空气或水基铸型涂料中吸收水分的能力，可用试样吸收水分前后的质量变化的百分数或吸收水分前后强度下降的程度来表示。

1）吸收水分法　在试验时，先称量制备好试样的质量，然后，将其放入下部盛有一定水的干燥器中，放置 24 h 后，取出再称其质量，其吸湿性可用式（7.4-81）计算。

$$X_{XS} = \frac{m_1 - m_2}{m_2} \times 100\% \qquad (7.4\text{-}81)$$

式中，X_{XS}为吸湿性，%；m_1 为试样在干燥器中放置 24 h 后的质量，g；m_2 为试样放入干燥器前的质量，g。

2）强度下降法　试验时，先制取两组抗拉强度试样，其中一组待硬化、冷却后测定其强度；另一组放入下部盛水的干燥器中，放置 24 h 后，测定其强度。以试样吸收水分前后强度下降的程度来表示其吸湿性。

（13）覆膜砂熔点（标准方法，JB/T 8834—1999）

覆膜砂在热作用下，使涂覆在砂粒外表面的酚醛树脂开始软化熔结，将砂粒黏结在一起的温度称为覆膜砂的熔点，用℃表示。

检测方法：接通覆膜砂熔点试验仪（图 7.4-69）的电源，使实验仪工作体表面（金属板面）上的温度沿长度方向形成 60 ~ 180℃递增的温度梯度，并分成许多不同温度的区间，每一区间的测试温度应保持恒定。试验时用特制漏斗（铺砂器）在金属板面上均匀地撒上一层厚 1.5 mm、宽 20 mm的长条形覆膜砂带，加热 60 s 后，开动空气吹扫器，或用软毛刷将未结壳的覆膜砂去掉。覆膜砂在温度梯度板上结壳最低端的温度即为覆膜砂熔点。每个试样需测定 3 次，取其算术平均值作为试验结果。

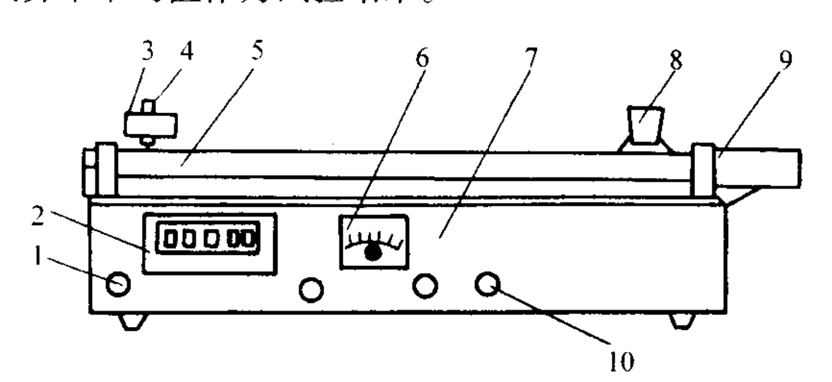


图 7.4-69　覆膜砂熔点试验仪结构简图

1—数显温度表开关；2—数字温度表；3—配重砣；4—测温传感器；5—导热金属梁；6—电压表；7—机座；8—铺砂器；9—电热芯；10—工作开关

（14）灼烧减量（标准方法，JB/T 8583—1997）

一般仅对再生砂而言。再生砂的灼烧减量是指其旧砂经过再生后砂中残存的可燃物和可挥发物的质量分数。

检测方法见 1.2.12。

（15）发气性

称取试样 1.0 g ± 0.000 1 g，（试样质量也可根据试样材料的不同而定）。

检测方法可见 1.2.13。

有时为了取得更精确的数据，可将测试时间延续到析出气体过程完全停止时为止，在某些情况下气体析出过程可持续 5 ~ 10 min。

（16）激热自由膨胀率

激热自由膨胀率是用树脂砂激热自由膨胀率测定仪测定的，如图 7.4-70 所示。

试验时，先将高温炉升温至预定试验温度。再将预先制好的 ϕ10 mm × 50 mm 试样放在石英玻璃托管内，并通过石英棒与位移传感器相连，调整好位移传感器和记录仪的零点。移动高温加热炉，使试样置于炉内的高温恒温区，同时启动记录仪，由记录仪获得膨胀量 - 时间曲线。树脂砂的激

热自由膨胀率可由式（7.4-82）计算。

$$C = \frac{\Delta L}{L_0} \times 100\% \quad (7.4\text{-}82)$$

式中，C 为激热自由膨胀率，%；ΔL 为试样长度增量，mm；L_0 为试样的初始长度，mm。

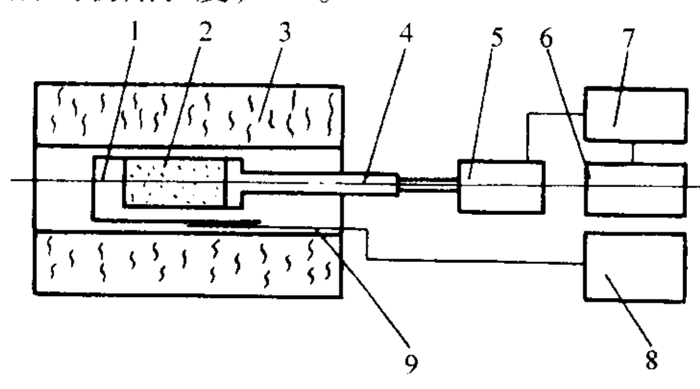


图 7.4-70　树脂砂激热自由膨胀率测定仪示意图

1—试样支撑台；2—试样；3—高温加热炉；4—石英棒；5—位移传感器；6—台式记录仪；7—位移变速器；8—控温仪；9—热电偶

（17）热稳定性

所谓热稳定性，是指树脂砂在定载荷作用下的高温变形保持不破坏的持久性，其特征参数为高温挠度和高温持久时间。

1）主要仪器　树脂砂型砂高温性能试验仪（见图 7.4-71）。

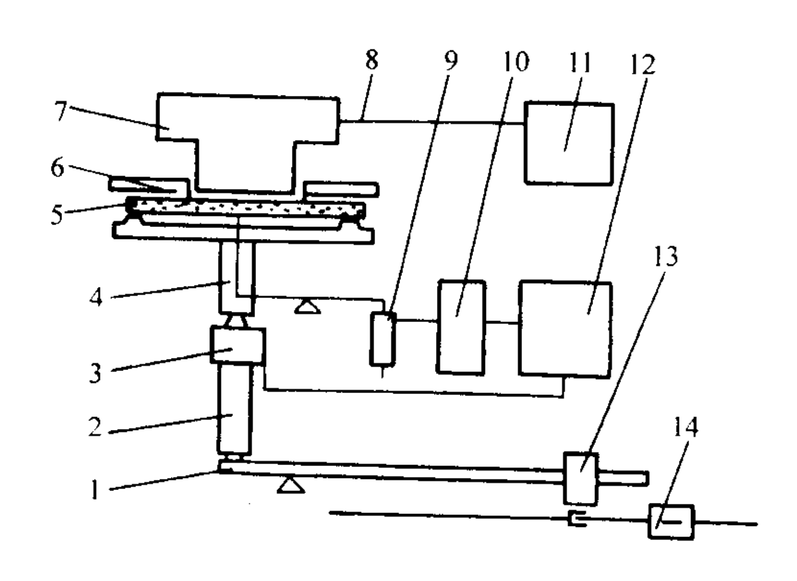


图 7.4-71　树脂砂高温性能试验仪原理图

1—杠杆；2—加载轴；3—测力传感器；4—试样下支架；5—试样；6—试样上支架；7—加热炉；8—热电偶；9—位移传感器；10—位移变送器；11—温度控制仪；12—$x-y$ 函数记录仪；13—杠杆砝码；14—直流电动机

2）检测方法　试验时，先将树脂砂高温性能试验仪的杠杆支起，使加载机构脱离加载轴，并在两个定载加载盘（图中未示出）上各放上等重的三等标准砝码，其质量按试验要求选定。试样厚 10 mm 时，单个砝码重 100 g；加热炉预热至 800 ~ 1 300℃，并保持恒温；把 200 mm × 20 mm × 10 mm试样放在支架上，然后调整位移传感器和记录仪的零点，启动记录仪；打开炉门，轻轻地将炉子落下罩在试样上，对试样加热直至试样破断，而后停止试验。记录仪记下试样的热变形曲线和破断时间，据此可读取试样的高温挠度和高温持久时间。

（18）热膨胀率

型（芯）砂的热膨胀率是指在一定的温度范围内，温度每升高 1℃时，型（芯）砂试样单位长度的膨胀值，用℃$^{-1}$表示。

1）主要仪器　SQW 型型砂高温强度试验仪、SAC 型锤击式制样机、千分表等。

2）检测方法　首先将待测的型（芯）砂填入试样筒内，在制样机上制取 ϕ30 mm × 50 mm 圆柱形抗压试样，经烘干或硬化后，放在高温强度试验仪的上下试柱之间，使试样的上端面与上试柱的下端面接触，套上炉体，调整好电感位移计的零点。然后，试样随炉按预定的升温速度进行升温，记录仪开始工作，记录出试样的温度和膨胀曲线。热胀率可按式（7.4-83）计算。

$$\alpha = \frac{L_1 - L_0}{L_0 t} \times 100\% \quad (7.4\text{-}83)$$

式中，α 为型（芯）砂的热胀率，K^{-1}；L_0 为加热前试样的长度，mm；L_1 为加热到某一温度时试样长度，mm；t 为试样的温度，℃。

对同一型（芯）砂要测定 3 个试样，取其算术平均值。其中任一值与平均值相差超出 10%时，试验应重新进行。

（19）膨胀力

树脂砂膨胀力试样尺寸 ϕ30 mm × 50 mm，用 SYC 型锤击式制样器，试样直接在刚玉套筒内成型。其他制备条件与强度试样的制作方法相同。

试验装置采用国产 SQW 型型砂高温性能试验仪。试验时，在刚玉套筒内直接成型的试样上端面放一片球冠形刚玉垫片，仔细安装在上、下试柱之间；然后将常温炉子套在试样上，按选定的升温速度给试样连同炉子一起等速升温，进行缓热膨胀试验。或者预先将炉子加热至所需的试验温度，再套在试样上，做激热膨胀试验。通过加载机构保持试样原有的长度，测出在各种温度下试样所产生的膨胀力。

（20）热裂倾向

主要是为测定树脂砂高温膨胀出现的飞翅、裂纹缺陷的倾向，采用热裂倾向测定仪进行试验，其结构示意图如图 7.4-72 所示。

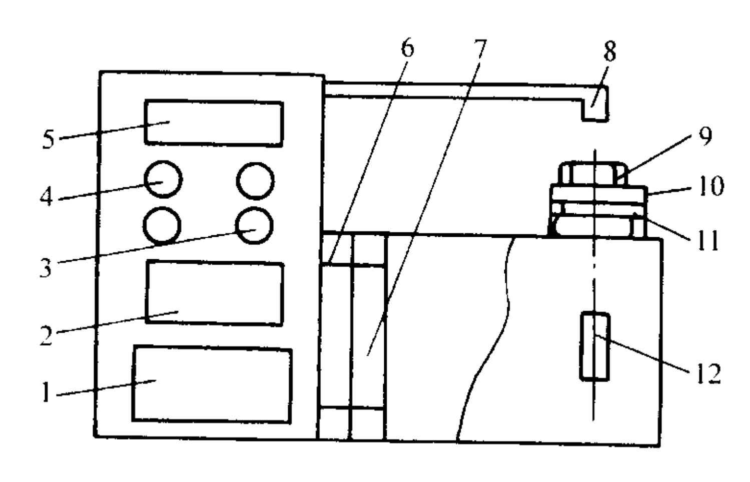


图 7.4-72　树脂砂热裂变形性测定仪示意图

1—位移变送器；2—温度显示仪；3—工作开关；4—指示灯；5—计时器；6—O_2 流量计；7—液化气流量计；8—燃烧嘴；9—防风罩；10—试样；11—陶瓷座垫；12—位移传感器

热源用液化石油气焰、氧气助燃。改变气体的压力和流量，试验温度可在 1 000 ~ 1 600℃范围内调整。试样尺寸 ϕ80 mm × 6 mm。试验时，先将待测的试样周边涂上导电涂料，作为计时器控制电路的常闭开关；把试样放在陶瓷座垫上，用防风罩压紧试样；接通电源，调整位移传感器的零点、气体的压力、流量，调定试验温度；打开工作开关，接通气源，用电子点火器点火，烧嘴开始燃烧并对试样加热，计时器同步计时，当试样产生裂纹时，导电涂料随之断开，计时器停止计时，同时自动切断气源，停止燃烧加热。台式记录仪记下试样的热变形曲线。

试样从开始加热至产生裂纹这一段时间称为热开裂时间，开裂时间长短可以表征树脂砂的热裂倾向。

编写：关键（沈阳铸造研究所）

第 5 章 铸件的无损检测

1 概述

材料的检测与评价对于控制和改进生产过程中的产品质量，保证材料、零件和产品的可靠性以及提高生产效率等都起着关键性作用。各种测试技术及有关材料科学和物理科学的发展，为无损检测技术的应用提供了新的可能性。无损检测技术就是在不损伤被检材料、工件或设备的情况下，应用某些物理方法来测定材料、工件或设备的物理性能、状态和内部结构，检测其不均匀性，从而判定其合格与否。应用无损检测技术能够在铸造、锻压、冲压、焊接以及切削加工等每道工序中检查该工件是否符合要求，也可根据使用部位的不同，在不影响设计性能的前提下，使用某些有缺陷的材料。因此，无损检测是一种既经济又能使产品达到性能要求的技术。

1.1 无损检测技术的特点及其发展

无损检测是利用材料的物理性质因有缺陷而发生变化这一事实，测定其变化量，从而判断材料内部是否存在缺陷。因此，它的理论根据是物理性质。这决定了无损检测技术的特点如下。

1）无损检测的结果必须与破坏性检测的结果相比较后，才能知道怎样来评价无损检测的结果，否则是没有根据的。当然这个工作是事先在同样条件下的试样上进行的，生产中不需要再破坏产品了。

2）无损检测应该在对材料或工件的质量有影响的每道工序之后进行。例如，焊缝的检测，在热处理前是对原材料和焊接工艺的检查，而在热处理后则是对热处理工艺的检查。

3）无损检测的可靠性与被检工件的材质、组成、形状、表面状态、所采用的物理量的性质以及被检工件异常部位的状态、形状、大小、方向性和检测装置的特性等关系很大，而且还受人为因素、标定误差、精度要求、数据处理和环境条件等的影响。因此，不管采用哪种检测方法，要完全检查出异常部位是不可能的，而且往往不同的检测方法会得到不同的信息，综合应用几种方法可以提高无损检测结果的可靠性。

长期以来，无损检测有 3 种简称，即无损探伤 NDI（Non - Destructive Inspection）、无损检测 NDT（Non - Destructive Testing）和无损评价 NDE（Non - Destructive Evaluation）。目前大多称之为 NDT，实际上工业发达国家的无损检测技术已经逐步从 NDI 和 NDT 向 NDE 过渡。NDE 更具综合性，它要求无损检测工作者有更广泛的知识面、更深厚的基础和更高的综合分析能力。

无损检测技术的另一个发展是从一般无损评价向自动无损评价和定量无损评价发展，逐步减少人为因素的影响，采用计算机来进行检测和分析数据，以提高检测可靠性。目前，无损检测技术正向快速化、标准化、数字化、程序化和规范化的方向发展。

从检测对象来说，目前被检测材料中以金属材料为主，金属材料中以钢铁为主，近来在复合材料的检测中也开始使用这种技术。

1.2 无损检测技术的分类

长期以来，无损检测大多以检测方法为中心进行分类。随着科学技术的发展，无损检测方法越来越多，对分类也有多种说法，如按物理方法分类，可分成射线检测方法、声学检测方法、电学检测方法、磁学检测方法、光学检测方法、微波检测方法、热学检测方法、渗透检测方法等。虽然无损检测方法很多，适用于各种不同场合，但是最常用的还是射线检测、超声检测、磁粉检测、渗透检测和涡流检测五种常规方法。其他无损检测方法中用得比较多的有声发射检测、红外检测和激光全息照相检测等。

1.3 铸件的缺陷及其分类

铸件缺陷分为七大基本类型，共 98 种，这是由国际铸造技术协会委员会作出的标准化规定，这七大基本类型的铸件缺陷是：金属突出（14 种），孔洞（13 种），断开（或不连续）（10 种），表面缺陷（24 种），铸造不足（10 种），形状尺寸不对（16 种），夹杂或组织结构异常（11 种）。

铸钢件的常见缺陷基本上分为两大类，即冶金缺陷和铸造缺陷，如表 7.5-1 所示。

表 7.5-1 常见的铸钢件缺陷

缺陷类型	缺 陷 名 称
冶金缺陷	夹杂物、气孔、偏析
铸造缺陷	粘砂、夹砂、裂纹（冷、热裂纹）、缩孔、缩松、夹杂物（金属和非金属）、气孔、冷隔、未熔冷铁等

由于常见的铸铁种类不同，因此其铸铁件常见的缺陷，有的相同，有的不同，在表 7.5-2 中所列的都是针对无损检测而言能检测的缺陷。

表 7.5-2 可用于无损检测的铸造缺陷

铸铁种类	缺 陷 名 称
灰铸铁	缩孔、缩松、非金属夹杂、裂纹（冷、热裂纹）、气孔、晶粒粗大、局部白口、反白口、应力变形
球墨铸铁	缩孔、缩松、非金属夹杂、裂纹、夹渣、皮下气孔、局部白口、反白口、碎块状石墨、石墨飘浮、球化不良、球化衰退、应力变形、成分偏析、晶粒粗大、黑斑
蠕墨铸铁	缩孔、缩松、非金属夹杂、裂纹、气孔、石墨飘浮、局部白口、反白口、应力变形
可锻铸铁	缩孔、缩松、非金属夹杂、裂纹、气孔、缩陷、反白口、石墨形状和分布不良、树枝状晶间疏松、麻点、灰口、粘砂、应力变形、偏芯等

1.4 无损检测方法的选用

选用无损检测方法时需要考虑的主要因素有两个方面。

1）需要检出的缺陷类型、大小、方向和位置。

2）被检工件的形状、大小和材质。

对缺陷类型来说，通常可分为体积型缺陷和平面型缺陷两种，表 7.5-3 所示为缺陷类型及其可采用的无损检测方法。

对缺陷在工件中的位置来说，通常可分为表面和内部缺陷两种，表 7.5-4 所示为检测表面缺陷和内部缺陷分别可采用的检测方法。

表 7.5-3 缺陷类型及其可采用的检测方法

缺陷类型	缺陷名称	可采用的检测方法
体积型	夹杂、夹渣、夹钨、缩孔、缩松、气孔、腐蚀坑	目视检测（表面）、渗透检测（表面）、磁粉检测（表面及近表面）、涡流检测（表面及近表面）、微波检测、超声检测、射线检测、中子检测、红外检测、光全息检测
平面型	分层、黏结不良、折叠、冷隔、裂纹、未熔合	目视检测、磁粉检测、涡流检测、微波检测、超声检测、声发射检测、红外检测

表 7.5-4 检测表面缺陷和内部缺陷分别可采用的方法

检测表面缺陷可采用的方法	检测内部缺陷可采用的方法
目视检测、渗透检测、磁粉检测、涡流检测、超声检测、声发射检测、红外检测、光全息检测、声显微镜	磁粉检测（近表面）、涡流检测（近表面）、微波检测、超声检测、声发射检测、射线检测、中子照相、红外检测（有可能）、光（声）全息检测、声显微镜（有可能）

对被检工件形状和大小（厚度）来说，选用无损检测方法的原则见表 7.5-5 和表 7.5-6 所示。

表 7.5-5 适用于不同形状的无损检测方法

铸件形状	检测方法
最简单	光全息检测
↑	声全息检测
|	声显微镜
|	红外检测
|	微波检测
|	涡流检测
|	磁粉检测
|	中子检测
|	射线检测
|	超声检测
|	渗透检测
↓	目视检测
最复杂	射线 CT

表 7.5-6 适用于不同厚度工件的无损检测技术

被检工件厚度	采用的无损检测方法
表面	目视检测、渗透检测
最薄件（壁厚≤1 mm）	磁粉检测、涡流检测
较薄件（壁厚≤3 mm）	微波检测、光全息检测、声全息检测、声显微镜
较厚件（壁厚≤100 mm）	射线检测
厚件（壁厚≤250 mm）	中子照相、γ射线照相
最厚件（壁厚≤10 m）	超声检测

表 7.5-6 中所列出的壁厚大小是近似的，这是因为不同材料工件的物理性质不同。另外，除中子照相外，所有适用于厚工件的检测方法都可用于薄工件。而中子照相对大多数薄工件不适用。

对被检工件的不同材质来说，可采用的无损检测方法见表 7.5-7 所示。

表 7.5-7 适用于不同材质工件的无损检测方法

检测方法	主要材料特性
渗透检测	缺陷必须延伸到表面
磁粉检测	必须是磁性材料
涡流检测	必须是导体材料
微波检测	能透入微波
射线检测	随工件厚度、密度及化学成分变化而变化
中子照相	随工件厚度、密度及化学成分变化而变化
光全息检测	表面光学性质

2 超声检测

2.1 概述

超声检测技术是利用超声波来进行各种检验和测量的技术，即对超声波在工件中传播时产生的反射、透射和散射波进行研究，从而来判断工件内部和表面有无缺陷及缺陷大小、形状和分布的情况。

超声检测的优点是：①作用于材料的超声强度低，最大作用应力远低于弹性极限；②可用于金属、非金属、复合材料制件的无损检测；③对确定内部缺陷的大小、位置、取向、埋藏深度、性质等比其他无损方法有综合优势；④设备轻便，对人体及环境无害，适合在车间、野外和水下等环境下工作；⑤能对正在运行的装置和设备进行检测和诊断。

这种检测方法的主要局限性是：①对缺陷作精确的定性、定量表征需作深入研究；②一般需要耦合剂；③对工件形状的复杂性有一定限制。

2.2 超声检测技术基础

2.2.1 振动与波

1）机械波的产生与传播。物体沿着直线或曲线在某一平衡位置附近作往复周期性的运动称为机械振动。振动的传播过程称为波动。机械波是机械振动在弹性介质中的传播过程。

超声波是一种机械波。超声波的产生必须依赖于作高频机械振动的声源和弹性介质的传播，超声波的传播过程包括振动状态和能量的传播。

2）声速、波长和频率 声速是声波在介质中传播的速度，用 c 表示；波长是指声波每振动一次所走过的距离，用 λ 表示；频率 f 是指每秒钟声波振动的次数。三者的关系为：$c=\lambda f$。声速由介质决定，介质弹性振动的规律受材料密度、弹性模量和泊松比的约束，影响这些物理常数的因素都对声速有影响。

3）超声波的应用 超声波是一种看不见、听不到的弹性波，在自然界和日常生活中普遍存在，目前已被广泛应用于科学、工程和医学中许多领域。人耳能听到的声音频率为 16 Hz ~ 20 kHz，而超声检测装置所发出和接收的频率要比 20 kHz 高得多，一般为 0.5 ~ 25 MHz，常用频率范围为 0.5 ~ 10 MHz。

对于材料检测来说，超声波具有以下特性。

① 在液体和固体介质中可以传输相当长的距离。

② 超声波能量的主要部分在传输时有明确的方向性。

③ 超声波在一定介质中传输时，速度不变。

④ 超声波传输通过不同材料界面时，可能会改变其振动模式。

超声波除用于无损检测外，还可以用于机械加工，如加工红宝石、金刚石、陶瓷石英、玻璃等硬度特别高的材料；可以用于焊接，如焊接钛、钍等难焊金属。此外，在化工上

可利用超声波作催化剂，在农业上可利用超声波促进种子发芽，在医学上可利用超声波进行诊断、治疗等。

2.2.2 波的类型

波的类型是根据弹性介质质点的振动方向和波动传播方向的关系来区分，主要可分为纵波、横波、表面波和板波四种。

1）纵波　当弹性介质受到交替变化的拉压应力作用时，质点产生疏密相间的纵向振动，并作用于相邻质点而在介质中向前传播。此时介质中质点的振动方向与波的传播方向一致，这种波称为纵波，如图 7.5-1a 所示，它在介质中传播时，仅使介质各部分改变体积而不产生转动。任何弹性介质中都能传播纵波。

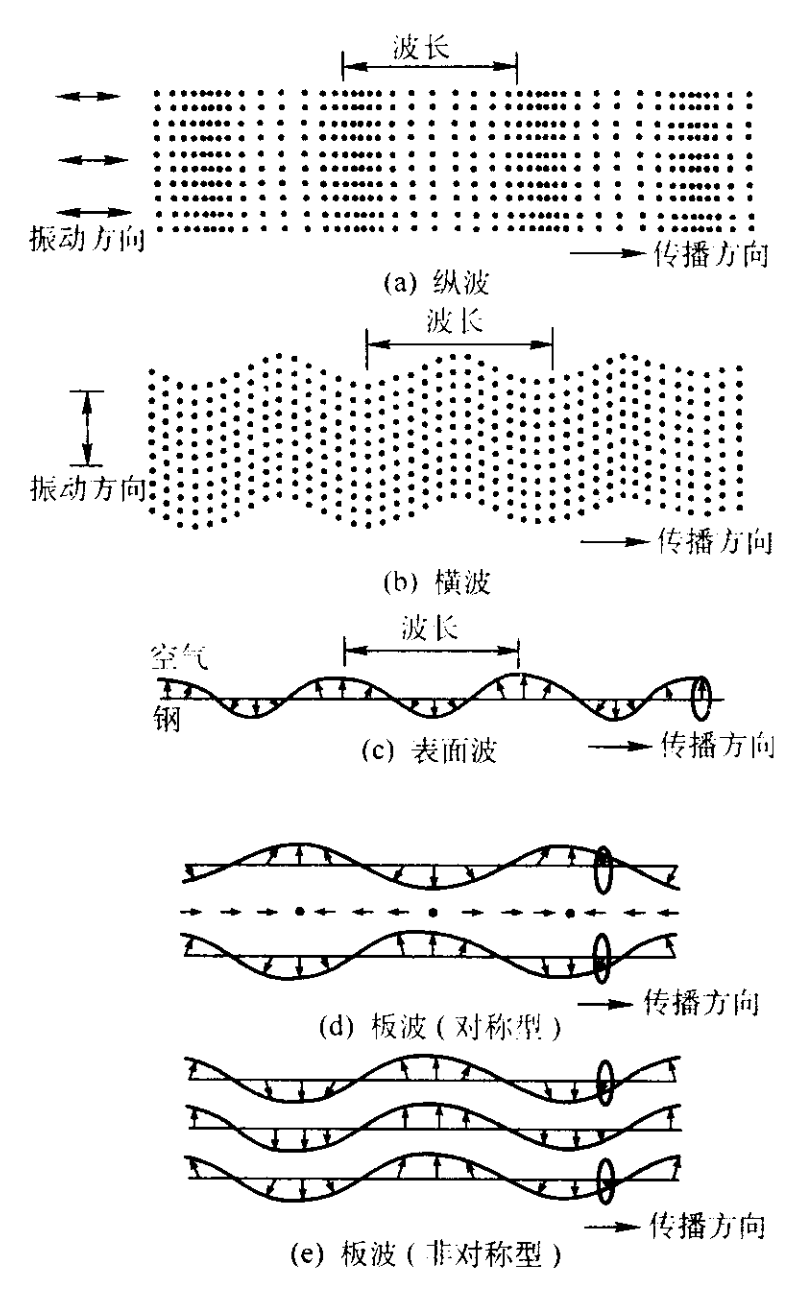


图 7.5-1　波的类型

2）横波　当弹性介质受到交替变化的剪切应力作用时，质点产生具有波峰与波谷的横向振动，并在介质中传播，它的振动方向与波的传播方向相垂直，这种波称为横波，如图 7.5-1b 所示，它在介质中传播时，仅使介质各部分产生形变而介质体积不变。横波只能在固体介质中传播。

3）表面波　当半径无限大弹性介质的表面受到交替变化的表面张力作用时，介质表面的质点就产生相应的纵向和横向振动，其结果导致介质表面质点绕其平衡位置作椭圆运动，并作用于相邻质点而在介质表面传播，这种波称为表面波，如图 7.5-1c 所示。表面波传播深度约为 1 ~ 2 个波长，其振幅随深度的增加而迅速减小。

4）板波　当板状弹性介质受到交替变化的表面张力作用而且板厚与波长相当时，与表面波的形成过程相类似，介质质点产生相应的纵向和横向振动，质点的振动轨迹也是椭圆形，声场遍布整个板厚，这种波称为板波。与表面波不同之处是板波的传播要受到两个界面的束缚，从而形成对称型和非对称型两种情况。对称型板波在传播中，质点的振动以板中心为对称，即板的上下表面上质点振动的相位相反，中心面上质点的振动方式类似于纵波，如图 7.5-1d 所示。非对称型板波在传播中，上下表面质点振动的相位相同，板中心上质点的振动方式类似于横波，如图 7.5-1e 所示。

2.2.3 声波的波动特性

声波的波动特性主要是指几个波相遇时出现的干涉、叠加等现象以及遇到障碍物时的衍射现象。

1）波的叠加与干涉　当几个波在同一介质中传播至某处相遇，则相遇处质点的振动是各个波所引起的振动的合成，这就是波的叠加原理。叠加波符合相干条件（频率相同、传播方向一致和有一定的相位关系）时，在空间某些地方的振动始终加强，而在另一些地方的振动始终减弱或完全消失，这种现象称为波的干涉，如图 7.5-2 所示。

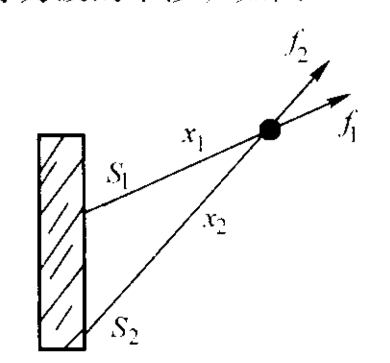


图 7.5-2　波的干涉

f—波列；S—点液源；x—距离

2）波的衍射与惠更斯原理　当波在弹性介质中传播时，如果遇到障碍物或其他不连续的情况，使波阵面发生畸变的现象称为波的衍射。分析波的衍射的物理基础是惠更斯原理，即介质中的波动传到的各点，都可以看成是发射声波的新波源，以后时刻的波阵面，可由这些新波源发出的子波波前的包络面做出，如图 7.5-3 所示。

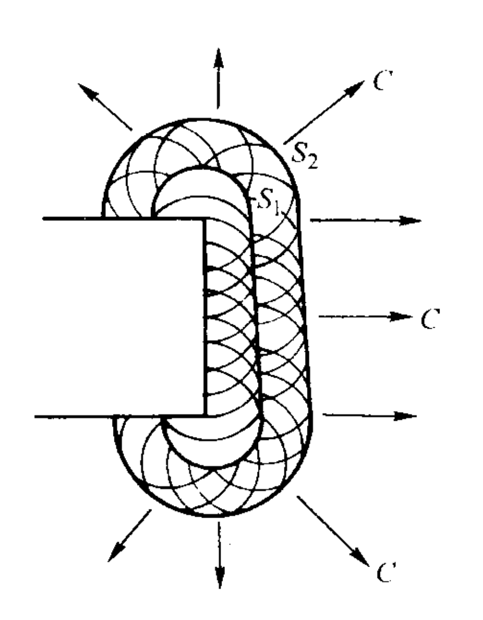


图 7.5-3　惠更斯原理

S—波阵面；C—波速

2.2.4 声场及其特征值

声场特征常用声压、声阻抗和声强等特征值来描述。

1）声压　超声场中某一点在某一时刻所具有的压强 p_1 与没有超声波存在时的静态压强 p_0 之差，称为该点的声压，用 p 表示，即 $p = p_1 - p_0$。声波在介质中传播时，介质中每一点的声压将随时间和距离的变化而变化，声压的绝对值与介质密度、波速和频率成正比。

2）声阻抗　超声场中任意一点的声压与该处质点振动速度之比称为声阻抗，常用 Z 表示。可以推导出 $Z = \rho c$，表示声阻抗的大小等于介质的密度 ρ 与波速 c 的乘积。

3）声强　单位时间内垂直通过单位面积的声能称为声强，常用 I 表示。可以推得

$$I = p^2/2Z \tag{7.5-1}$$

式中，p 为声压，Pa；Z 为声阻抗，kg/（$cm^2 \cdot s$）。

在超声波传播过程中，体积元所具有的总能量周期性地

变化，时而达最大，时而为零，这说明体积元在不断地接收和放出能量，超声波的能量是一层接一层地传播出去的。

2.2.5 超声波在异质界面上的透射、反射和折射

所谓异质界面，是指由两种声阻抗不同的介质构成的界面，如气体-液体界面。超声波从一种介质传播到另一种介质，声波垂直界面入射时只有反射和透射；声波以一定倾斜角入射界面时，除反射波外，透射波会发生折射现象，同时发生波型转换。所谓波型转换，是第二种介质中传播的波型已不同于入射的波型。对固体来说，在一般情况下反射波和折射波都分裂成两种波型，即除了有与原来入射波相同波型的反射波和折射波外，还有与原来波型不同的反射波与折射波。如图7.5-4所示，入射的纵波（L）除产生反射纵波（L_1）和折射纵波（L_2）外，还产生反射横波（S_1）和折射横波（S_2），它们与法线的夹角分别为α_L、α_{L1}、β_{L2}、α_{S1}和β_{S2}。这些角度和波速之间的关系符合反射和折射定理，如下式所示

$$\frac{c_L}{\sin\alpha_L}=\frac{c_{L1}}{\sin\alpha_{L1}}=\frac{c_{L2}}{\sin\beta_{L2}}=\frac{c_{S1}}{\sin\alpha_{S1}}=\frac{c_{S2}}{\sin\beta_{S2}} \quad (7.5\text{-}2)$$

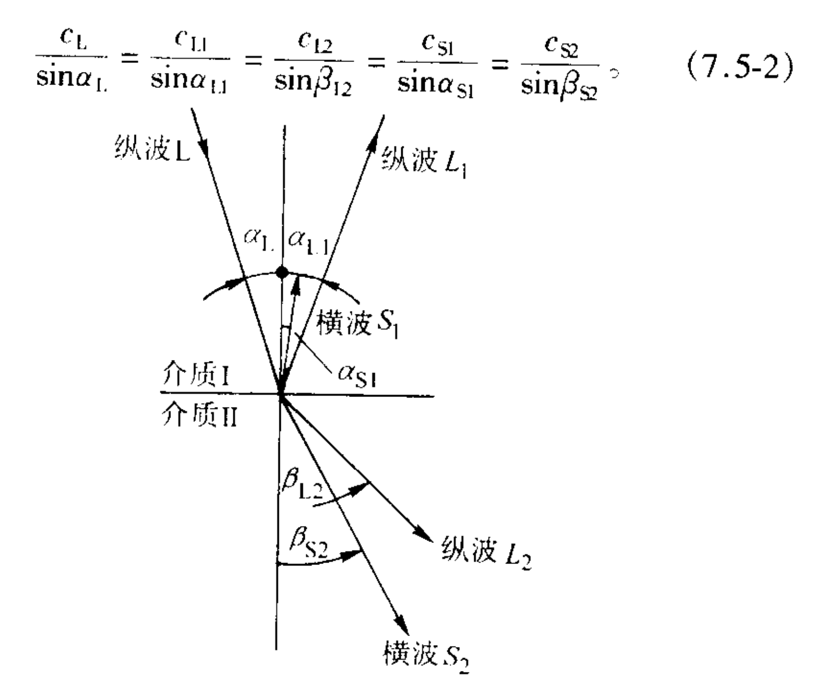


图7.5-4 在固体-固体界面处波型的转换（纵波入射）

2.2.6 超声波的衰减

超声波在介质中传播时，随着传播距离的增加，能量逐渐减弱的现象称为衰减。造成声能衰减的因素是声波的扩散、散射和介质的吸收。

1）扩散衰减 超声波在传播过程中，由于声束的扩散，使超声波的能量随距离增加而逐步减弱。扩散衰减仅取决于波阵面的形状，与介质的性质无关。平面波波阵面为平面，声束不扩散，不存在扩散衰减。柱面波波阵面为同轴圆柱面，波束向四周扩散，存在扩散衰减，声压与距离的平方根成反比。球面波波阵面为同心球面，波束向四面八方扩散，存在扩散衰减，声压与距离成反比。

2）散射衰减 超声波在介质中传播时，遇到声阻抗不同的界面产生散乱反射引起衰减。散射衰减与材质的晶粒密切相关，当材质晶粒粗大时，散射衰减严重，被散射的超声波沿着复杂的路径传播到探头，在示波屏上引起林状回波，使信噪比下降，严重时噪声会湮没缺陷波。

3）吸收衰减 超声波在介质中传播时，由于介质中质点间内摩擦（即黏滞性）和热传导引起超声波的衰减。

在多晶体金属中，散射是造成超声波衰减的主要原因，主要取决于材料内部组织、超声波波长和散射体的形状，当金属组织为粗晶材料（如铸态组织、奥氏体焊缝等）或者组织中有大量的第二相物质时，特别是当它们的尺寸与超声波波长相当时，散射现象特别严重。

2.3 超声检测方法

2.3.1 超声检测方法的分类

超声检测按原理分类，可分为脉冲反射法、穿透法和共振法。

1）脉冲反射法 超声波探头发射脉冲波到被检工件内，根据反射波的情况来检测工件缺陷的方法，如图7.5-5所示。脉冲反射法包括缺陷回波法、底波高度法和多次底波法。

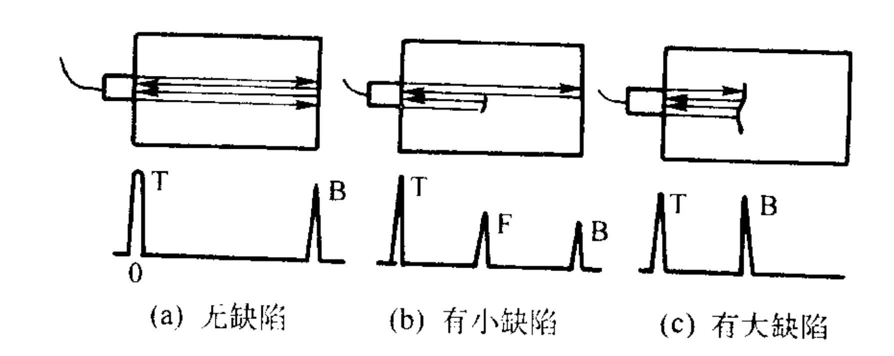


图7.5-5 脉冲反射法检测原理和波形

T—始脉冲；B—底波；F—缺陷波

2）穿透法 是依据脉冲波或连续波穿透工件之后的能量变化来判断缺陷情况的一种方法。穿透法常采用两个探头，一个作发射用，一个作接收用，分别放置在工件的两侧进行探测，如图7.5-6所示。

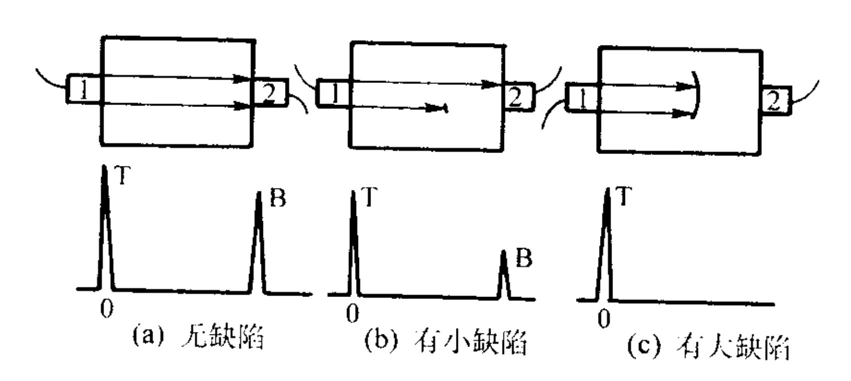


图7.5-6 穿透法检测原理和波形

3）共振法 当工件的厚度为超声波的半波长的整数倍时，将在工件中产生共振。若工件内存在缺陷或工件厚度发生变化时，将改变工件的共振频率。依据工件的共振特性来判断缺陷情况和工件厚度变化情况的方法称为共振法。共振法常用于试件测厚。

超声检测还可以按波型分类，有纵波法、横波法、表面波法和板波法；按探头数目分类，有单探头法、双探头法和多探头法；按探头接触方式分类，有直接接触法和液浸法。图7.5-7a为纵波法，纵波法是使用直探头发射纵波进行检测的方法；图7.5-7b为横波法，横波法是将纵波通过楔块、水等介质倾斜入射至试件探测面，利用波型转换得到横波进行检测的方法；图7.5-7c为液浸法，液浸法是将探头和试件浸于液体中以液体作耦合剂进行检测的方法。

2.3.2 超声检测方法的基本要素

1）被探测对象 为了提高探伤可靠性，首先应了解被检体的材料性质、制造方法、热处理情况、表面状态，预计可能产生缺陷的种类、形状、取向、大小、存在位置及其形成原因，在容易进行探伤或容易探出缺陷的时候进行探伤。

2）入射方向和探测面 为了有效地探测缺陷，应根据缺陷的取向、大小和位置决定探测面、探伤方向和扫查范围。超声波的入射方向应尽可能使声束中心线垂直缺陷面，并尽量使超声波束能在不同方向射入缺陷。由于被检体的几何形状均能产生反射回波，影响缺陷的判别，因此入射方向应选择尽可能不出现这些几何形状回波的方向。

3）探测频率 超声波频率在很大程度上决定了超声探伤的探测能力，必须正确选取。选取频率时应考虑以下关系。频率高时，波长短，超声波容易被缺陷散射，有利于提高缺陷探测能力；频率高时，分辨率高，缺陷定位准确；频率高时指向性好（声束窄，扩散角小），能力集中，发现小缺陷能力强，但是探伤面粗糙时高频波不易射入。频率高时，

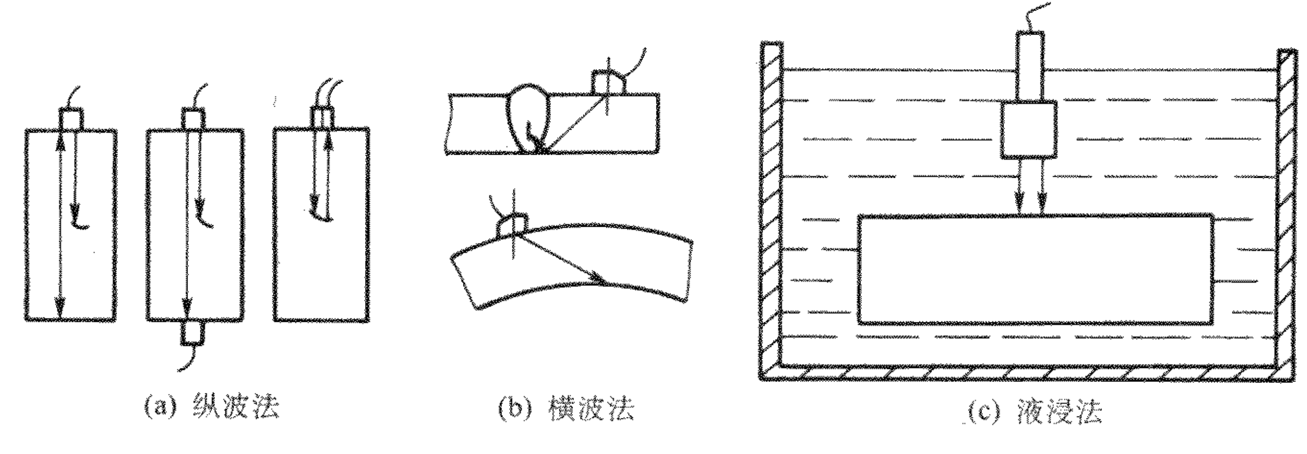


图 7.5-7　超声检测方法

扫查空间小，只能发现声束轴线附近的缺陷，而且超声波在材料里衰减大，穿透能力差。频率相当高时，还会出现林状回波，使信噪比降低。因此，频率上限一般应由衰减和回波的大小来决定，而下限则由探测灵敏度、脉冲宽度及指向性决定。常用的频率范围见表 7.5-8。

表 7.5-8　超声探伤频率

频　率　范　围	应　　用
25 ~ 100 kHz	混凝土、木杆、岩石及其他粗结构材料
200 kHz ~ 1 MHz	灰铸铁、可锻铸铁及组织相当粗的材料
400 kHz ~ 5 MHz	铸件、钢、铝、黄铜及其他细晶粒材料
200 kHz ~ 2.25 MHz	塑料和类似材料如固体火箭燃料和粉末料
1.25 ~ 10 MHz	棒、管和型材（非铁和钢铁金属）
1 ~ 10 MHz	锻件（钢铁和非铁金属）
1 ~ 5 MHz	金属薄板、中厚板、棒材和坯料
2.25 ~ 10 MHz	玻璃和陶瓷
1 ~ 2.25 MHz	焊缝（钢铁和非铁金属）
1 ~ 10 MHz	维护检查，特别是疲劳裂纹

4）耦合剂　为使探头发射的超声波有效地射入被检体，需要在探头和探测面之间涂上耦合剂，例如全损耗系统用油、甘油等。耦合剂应具备下列性质：①容易附着在被检体表面上，有足够的浸润性，以排除探头与探测面之间的空气薄层。②声阻抗尽量接近被检材料的声阻抗，以利声能尽可能多地进入被检体。从实用上还要求耦合剂来源广泛，价格低廉，对人体无害，对被检体无腐蚀作用，容易清除。

5）工件界面的影响和波型转换　当超声波倾斜入射于界面时，除发生反射、折射外还发生波型转换。例如当直探头靠近工件侧面时，它射入工件里的纵波因波束扩散的关系而倾斜入射于工件侧面，有时除了纵波反射外，同时发生波型转换产生横波反射，此时可能与主声束干涉，影响探伤灵敏度。

6）扫查方式　在超声探伤中，探头相对于被检工件的运动称为扫查。扫查方式很多，特别是在焊缝探伤中，根据探伤目的可用各种扫查方式进行探伤。采用单探头时有左右扫查、前后扫查、转动扫查、环绕扫查、倾斜扫查、锯齿形扫查、横方形扫查等；采用双探头时有 V 形扫查、穿透扫查、K 形扫查、交叉扫查、串列扫查等。

在扫查时应注意扫查速度、方向、探头接触工件的稳定性，在双探头法时要注意两个探头工作的协调一致。

2.4　超声检测设备

超声波探伤仪、探头和试块是超声波探伤的重要设备。

2.4.1　超声波探伤仪

（1）超声波探伤仪概述

超声波探伤仪是超声波探伤的主体设备，它的作用是产生电振荡并加于换能器（探头）上，激励探头发射超声波，同时将探头送回的电信号进行放大，通过一定方式显示出来。从而得到被探工件内部有无缺陷及缺陷位置和大小等信息。

由于探测对象、探测目的、探测场合、探测速度等方面的要求不同，因而有各种不同设计的超声波探伤仪。按超声波的连续性分类，有脉冲波探伤仪、连续波探伤仪；按缺陷显示方式分类，有 A 型显示探伤仪、B 型显示探伤仪、C 型显示探伤仪；按超声波的通道分类，有单通道探伤仪、多通道探伤仪。一般来讲，探伤仪主要由以下几个主要部分组成：同步电路、扫描电路、发射电路、接收电路、显示电路和电源电路等，图 7.5-8 为 A 型脉冲反射式超声波探伤仪电路方框图，图 7.5-9 是超声波探伤仪的实物。

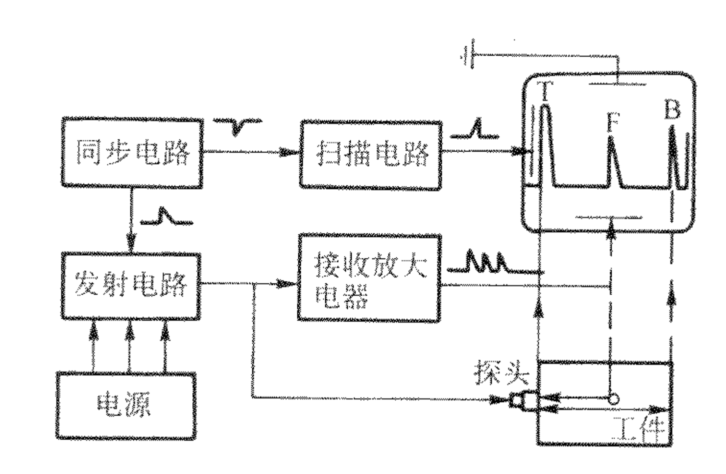


图 7.5-8　A 型脉冲反射式探伤仪电路框图

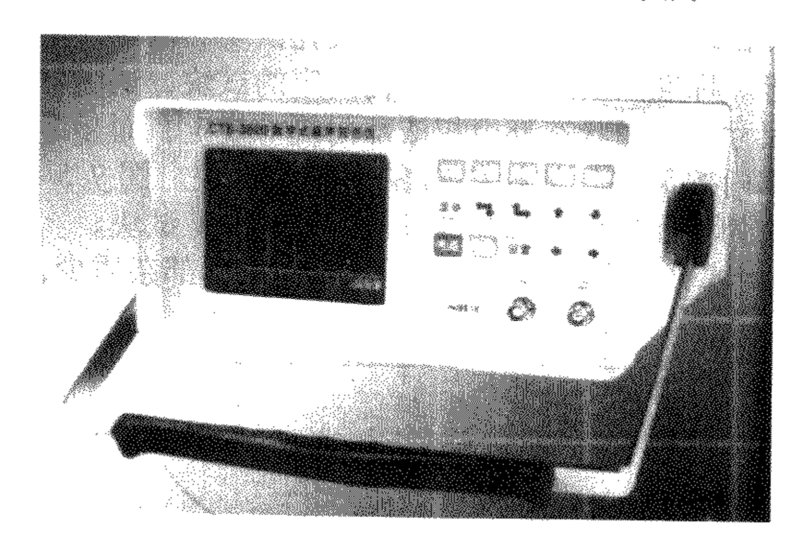


图 7.5-9　超声波探伤仪

（2）A 型脉冲反射式超声波探伤仪的一般工作原理

仪器由同步电路、扫描电路、发射电路、接收电路、显示电路和电源组成。同步电路产生的触发脉冲同时加至扫描电路和发射电路，扫描电路受触发开始工作，产生锯齿波扫描电压，加至示波管水平偏转板，使电子束发生水平偏转，在荧光屏上产生一条水平扫描线。与此同时，发射电路受触发产生高频窄脉冲，加至探头，激励压电晶片振动，在工件中产生超声波。超声波在工件中传播，遇缺陷或底面发生反射，返回探头时，又被压电晶片转变为电信号，经接收电路放大和检波，加至示波管垂直偏转板上，使电子束发生垂直

偏转，在水平扫描线的相应位置上产生缺陷波和底波。根据缺陷波的位置可以确定缺陷的埋藏深度，根据缺陷波的幅度可以估算缺陷当量的大小。

2.4.2 超声波探头

超声波的发射和接收都是通过探头来实现的。目前应用最广、数量最多的是以压电效应为原理的超声换能器，它将来自发射电路的电脉冲加到压电晶片上，产生高频机械振动，从而向被检测对象辐射出超声波。同时，它又将从声场中反射回来的声信号转换成电信号，送入接收、放大电路，变为可供在荧光屏上观察和判断的检测信号。

超声检测用探头的种类很多，根据波型不同分为纵波探头、横波探头、表面波探头、板波探头等；根据耦合方式分为接触式探头和液（水）浸探头；根据波束分为聚焦探头与非聚焦探头；根据晶片数不同分为单晶探头、双晶探头等；此外还有高温探头、微型探头等特殊用途探头。

1）直探头　用于发射和接收纵波，故又称为纵波探头。直探头主要用于探测与探测面平行的缺陷，如板材、锻件探伤等。直探头主要由压电晶片、保护膜、吸收块和外壳等部分组成，如图7.5-10a所示。压电晶片的作用是发射和接收超声波，实现电声换能；耐磨面板的作用是保护压电晶片不致磨损或损坏；吸收块紧贴压电晶片，对压电晶片的振动起阻尼作用，使晶片起振后尽快停下来，从而使脉冲宽度变小，分辨率提高，另外吸收块还可以吸收晶片背面的杂波，提高信噪比。

2）斜探头　可分为纵波斜探头、横波斜探头和表面波斜探头。横波斜探头是利用横波探伤，主要用于探测与探测面垂直或成一定角度的缺陷，如焊缝探伤。横波斜探头实际上是直探头加斜楔组成。斜楔的作用是实现波型转换，使被探工件中只存在折射横波。要求透声斜楔的纵波波速必须小于工件中的纵波波速，透声斜楔的衰减系数适当，且耐磨、易加工。

3）双晶探头　有两块压电晶片，一块用于发射超声波，另一块用于接收超声波。它具有：灵敏度高、杂波少、盲区小、近场长度小、探测范围可调的优点。

2.4.3 试块

按一定用途设计制作的具有简单几何形状人工反射体的试样，通常称为试块。

1）试块的作用　在超声检测中，试块的作用是确定探伤灵敏度、测试仪器和探头的性能、调整扫描速度、评判缺陷的大小，此外还可利用试块来测量材料的声速、衰减性能等。

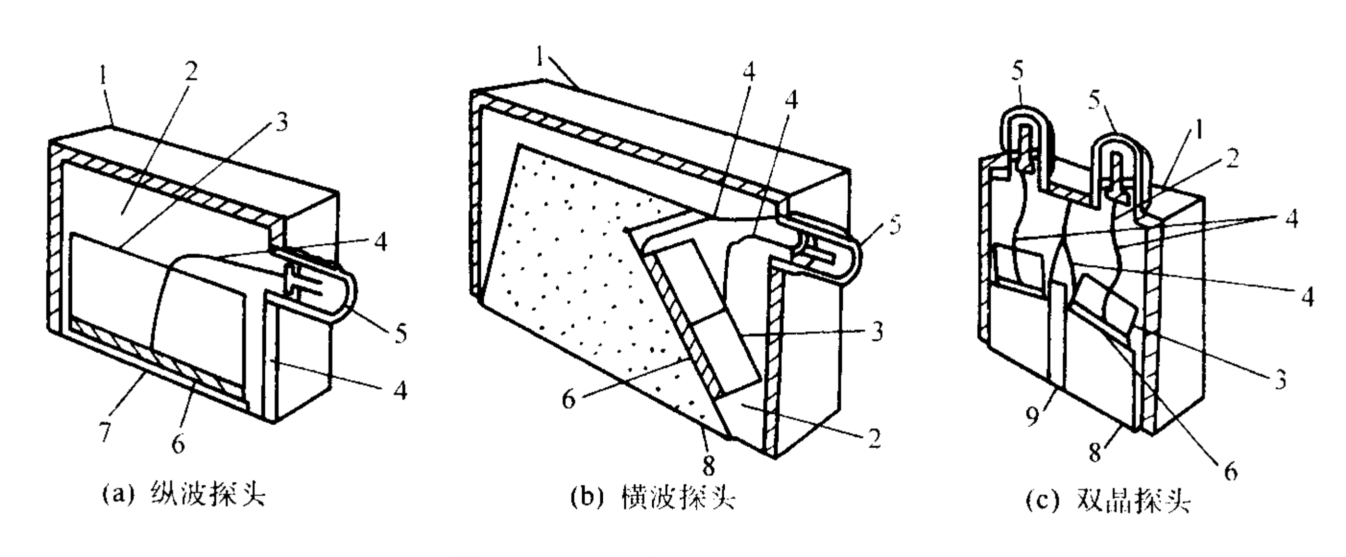


图7.5-10 压电换能器结构示意图

1—外壳；2—环氧树脂；3—背衬材料；4—电连接；5—同轴连接器；6—压电元件；7—耐磨面板；8—塑料斜楔；9—声屏蔽

2）试块的分类　按试块的来历分为标准试块和参考试块；按试块上人工反射体分为平底孔试块、横孔试块、槽形试块等。标准试块是由权威机构制定的试块，试块材质、形状、尺寸及表面状态都由权威部门统一规定，而参考试块是由各部门按某些具体探伤对象制定的试块。图7.5-11所示的试块为国际焊接学会标准试块，又称IIW试块。

3）试块的要求　试块材质应均匀，内部杂质少，无影响使用的缺陷；加工容易，不易变形和锈蚀，具有良好的声学性能；试块的平行度、垂直度、表面粗糙度和尺寸精度都要符合一定的要求。

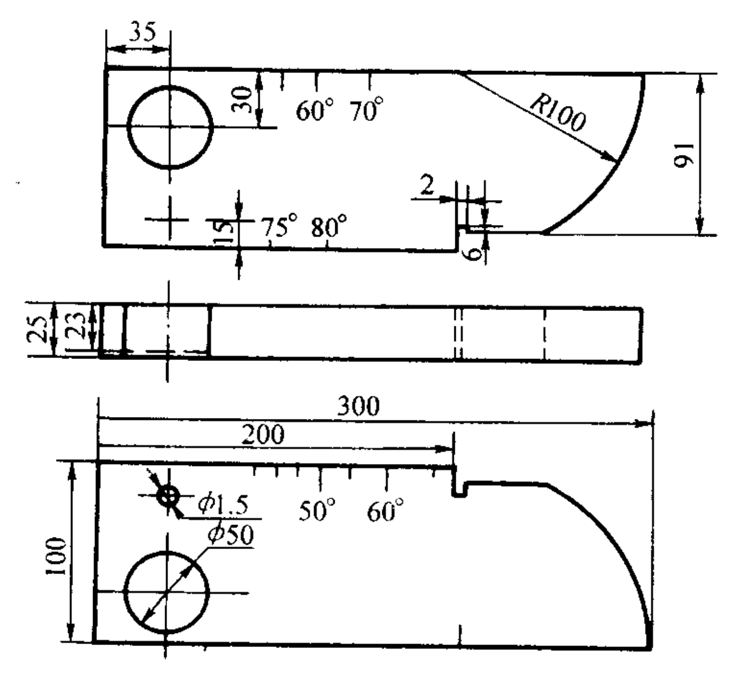


图7.5-11 IIW试块

2.5 铸件缺陷的超声检测

铸件重要的特点是组织不致密、不均匀和晶粒粗大。因此对超声检测来讲，它具有以下特点。

1）透声性差　铸件的不致密性、不均匀性和晶粒粗大，使超声波散射衰减和吸收衰减明显增加、透声性降低。在铸件中，材料对声能的衰减和散射与晶粒尺寸和超声频率是有密切关系的，由图7.5-12纯铁中纵波的衰减可知，相同频率下衰减随晶粒直径的增大而增大，但有一最高点，超过这个最高点，晶粒直径再增大，衰减基本趋于一个固定值。

另外，随着晶粒的粗大，金属结晶方向上的弹性各向异性将表现得更为显著，从而使不同方向上的声速造成差异，最大差异甚至可达5.5%。而且工件内不同位置上组织的致密性也不一致，这也将造成声速的差异。尤其是柱状晶粒所引起的声波导现象以及由弹性各向异性所造成的声波传播途经的弯曲，这都给超声波在对铸件探伤中的定位造成很大困难。

2）声耦合差　铸件表面粗糙，声耦合差，探伤灵敏度低，声束指向不好，探头磨损严重。铸件探伤中常采用高黏度耦合剂改善这种不良的耦合条件。

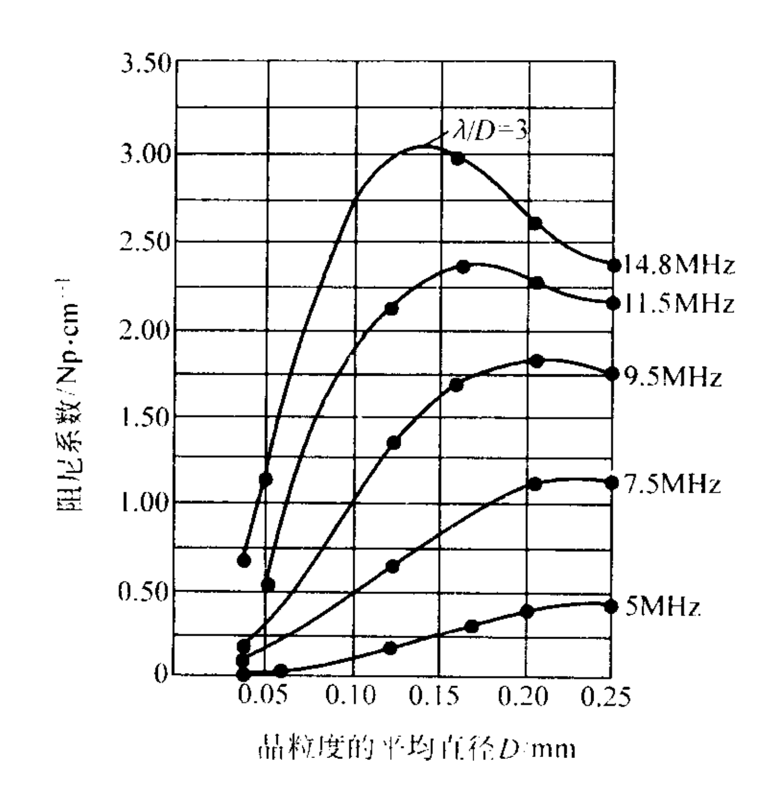


图 7.5-12　纯铁［w（C）=0.02%］中的纵波衰减

3）干扰杂波多　一是由于粗晶和组织不均匀性引起的散乱反射、形成草状回波，使信噪比下降，特别是频率较高时尤为严重；二是铸件形状复杂，一些轮廓回波和迟到变型波引起的非缺陷信号多。此外铸件粗糙表面也会产生一些反射回波，干扰对缺陷的正确判定。

铸件探伤的效果与所用的探头密切相关，在不同情况下应选用不同类型的探头。一般以纵波直探头为主，辅以横波斜探头和纵波双晶探头。由于铸件晶粒比较粗大，宜选用较低的频率，一般为 0.5～2.5 MHz，其中对于厚度不大又经过热处理的铸钢件，可选用 2.0～2.5 MHz，对于厚度较大和未热处理的铸钢件，宜选用 0.5～2.0 MHz。纵波直探头的直径一般为 ϕ10～30 mm，横波斜探头的折射角常为 45°、60°、70°等。

2.6　铸件缺陷当量的确定

在超声检测中，缺陷定量包括缺陷的大小和数量，而缺陷的大小指缺陷的面积和长度。目前常用的缺陷定量方法有当量法、底波高度法和测长法。

1）当量法　采用当量法确定的缺陷尺寸是缺陷的当量尺寸，常用的当量法有当量试块比较法、当量计算法和当量 AVG 曲线法。

当量试块比较法是将工件中的自然缺陷回波与试块上的人工缺陷回波进行比较来对缺陷定量的方法。加工制作一系列含有不同声程不同尺寸的人工缺陷（如平底孔）试块，探伤中发现缺陷时，将工件中自然缺陷回波与试块上人工缺陷回波进行比较，当同声程处的自然缺陷回波与某人工缺陷回波高度相同时，该人工缺陷的尺寸就是此自然缺陷的当量大小。

当量计算法是根据探伤中测得的缺陷波高值，利用各种规则反射体的理论回波声压公式进行计算来确定缺陷当量尺寸的定量方法。应用当量计算法对缺陷定量不需要任何试块，是目前广泛应用的一种当量法。

2）底波高度法　是利用缺陷波和底波的相对波高来衡量缺陷的相对大小。当工件中存在缺陷时，由于缺陷反射，使工件底波下降，缺陷愈大，缺陷波愈高，底波就愈低，缺陷波高与底波高之比就愈大。

3）测长法　是根据缺陷波高与探头移动距离来确定缺陷的尺寸。当工件中缺陷尺寸大于声束截面时，一般采用测长法来确定缺陷的长度，按规定的方法测定的缺陷长度称为缺陷的指示长度。由于实际工件中缺陷的取向、性质、表面状态等都会影响缺陷回波高度，因此缺陷的指示长度总是小于或等于缺陷的实际长度。

2.7　铸件的超声检测标准

按铸钢件超声波探伤方法及质量评级方法 GB/T 7233—1987 规定的铸钢件质量等级，根据平面型缺陷和非平面型缺陷的尺寸，将其分为Ⅰ、Ⅱ、Ⅲ、Ⅳ、Ⅴ等五级（见表 7.5-9，表 7.5-10），其中Ⅰ级最高，Ⅴ级（超过Ⅳ级即为Ⅴ级）最低。评定时，评定区面积为 10^5 mm^2（317 mm × 317 mm 或面积相同矩形），尽可能使最严重的缺陷位于评定区内。位于评定区边界线上的缺陷，只计入缺陷位于评定区内的那部分面积。若大部分在外层，则计入外层，反之计入内层。若探测面积不足 10^5 mm^2，则按比例折算允许的缺陷面积。凡检测区域内存在裂纹的铸钢件，评为五级。

表 7.5-9　平面型缺陷质量等级的划分

评定框内，允许的缺陷尺寸的上限	质量等级			
	Ⅰ	Ⅱ	Ⅲ	Ⅳ
一个缺陷在铸钢件厚度方向的尺寸/mm	0	5	8	11
一个缺陷的面积/mm²	0	75	200	360
缺陷的总面积/mm²	0	150	400	700

表 7.5-10　非平面型缺陷质量等级的划分

层	评定框内，允许的缺陷尺寸的上限	质量等级			
		Ⅰ	Ⅱ	Ⅲ	Ⅳ
外层	一个缺陷在铸钢厚度方向的常常占外层厚度的百分数/%	20	20	20	20
	一个缺陷的面积/mm²	250	1 000	2 000	4 000
	缺陷的总面积/mm²	5 000	10 000	20 000	40 000
内层	一个缺陷在铸钢厚度方向的尺寸占铸钢件整个截面的百分比/%	10	10	15	15
	缺陷的总面积/mm²	12 500	20 000	31 000	50 000

铸钢轧辊超声波探伤方法及质量评级方法 GB/T 13316—1991 规定铸钢轧辊质量分级，根据铸钢类别，分为 A、B 级别，选用的质量等级由需方提出。表 7.5-11 为铸钢轧辊超声波检测分类和质量等级。

表 7.5-11　铸钢轧辊超声波检测分类和质量等级

类别 / 等级 / 项目	型钢辊类		板钢辊类		初轧辊类	
	B级	A级	A级	B级	A级	B级
轴身工作层要求	—	无密集缺陷，单个缺陷不大于或等于				
		ϕ4 mm 平底孔当量	ϕ2 mm 平底孔当量	ϕ3 mm 平底孔当量		ϕ4 mm 平底孔当量
辊身径向检测要求	—	允许无 B 或 B 衰减区存在，但在此种区域内				
		F≤35%f.s	F≤25%f.s	F≤35%f.s	F≤15%f.s	F≤25%f.s

续表 7.5-11

项目 \ 等级 \ 类别	型钢辊类		板钢辊类		初轧辊类	
	B级	A级	A级	B级	A级	B级
辊身径向检测要求	—	还允许下述情况存在： 1. 当缺陷在工作层以下且 $D<150$ mm时， a. $B\geqslant50\%$f.s，$F\geqslant50\%$f.s或 $10\%<B\leqslant50\%$f.s，$F\leqslant50\%$f.s b. $10\%<B<50\%$f.s，$F>50\%$f.s				
		$S\leqslant25$ cm^2 的非裂纹性缺陷	$S\leqslant16$ cm^2 的非裂纹性缺陷	$S\leqslant25$ cm^2 的非裂纹性缺陷	$S\leqslant9$ cm^2 的非裂纹性缺陷	$S\leqslant16$ cm^2 的非裂纹性缺陷
		2. $B>10\%$f.s处存在 $D>150$ mm的非裂纹性缺陷				
辊颈径向检测要求	—	允许局部无 B 或 B 衰减区存在，但在此种区域内				
		$F\leqslant25\%$f.s	$F\leqslant15\%$f.s	$F\leqslant25\%$f.s	$F\leqslant10\%$f.s	$F\leqslant20\%$f.s
辊身轴向检测要求	不允许 B 衰减区或裂纹性 F 存在					
全辊长轴向检测要求	各段 B 能清晰确认，不允许裂纹性 F 存在					

注：F—缺陷波高，B—底波，f.s—仪器满屏高刻度，S—缺陷面积。

2.8　铸件超声探伤规范

1）仪器　应符合 JB/T 9214—1999《A型脉冲反射式超声探伤系统工作性能测试方法》的规定。

2）探头　纵波直探头的晶片直径在 10～30 mm 的范围，当被检测铸钢件的探伤面较粗糙时，建议使用有软保护膜的纵波直探头；应使用在钢中的折射角为 45°、60°、70°的横波斜探头；纵波双晶探头两晶片之间的声绝缘必须良好。

3）试块　对比试块用铸造碳钢或低合金钢材料制作，其超声衰减系数应与被探伤铸钢件材料的衰减系数相同或相近。制作对比试块的材料必须预先进行超声探伤，不允许存在等于或大于同声程 $\phi2$ mm 当量平底孔的缺陷。

4）耦合剂　通常可选用全损耗系统用油、水溶性耦合剂、全损耗系统用油和黄油混合剂、水和浆糊。

5）探伤面　应在外观检查合格后进行超声探伤，表面粗糙度应满足一定的要求。

2.9　铸件超声检测的应用

2.9.1　铸钢件的探伤

就一般的铸钢件而言，用超声波探伤困难不是很大，因为超声波在一般铸钢件中的衰减并不是特别大，适当地选择探测灵敏度和探测频率可进行探伤。超声探伤灵敏度的选定是非常重要的，一般来讲应选择较低的频率。有相当一部分铸钢件不进行表面加工，探伤面比较粗糙，必须采用黏度较大的全损耗系统用油、黄油和水玻璃等作为耦合剂。

铸钢中常见的宏观缺陷是缩孔、疏松、气孔、夹砂、裂纹，尤其疏松是铸钢中最普遍存在的缺陷。在铸钢件的超声波探伤中，往往根据对缺陷波波形和加工工艺所作的综合分析来判定缺陷的性质，如图 7.5-13 所示。一般来说，裂纹的反射波形较尖锐整齐，也较高，而缩孔类的缺陷由于形状不规则而且容易是聚集的，所以反射波不单纯，当尺寸较大时，也会产生相当强的反射波，夹砂或夹渣类的波形与缩孔差不多，只是密集性差一些。

由于铸钢件中的裂纹往往沿垂直于表面的方向延伸，为了更可靠地探出这种裂纹，不但要用直探头，而且应配合斜探头进行探伤。

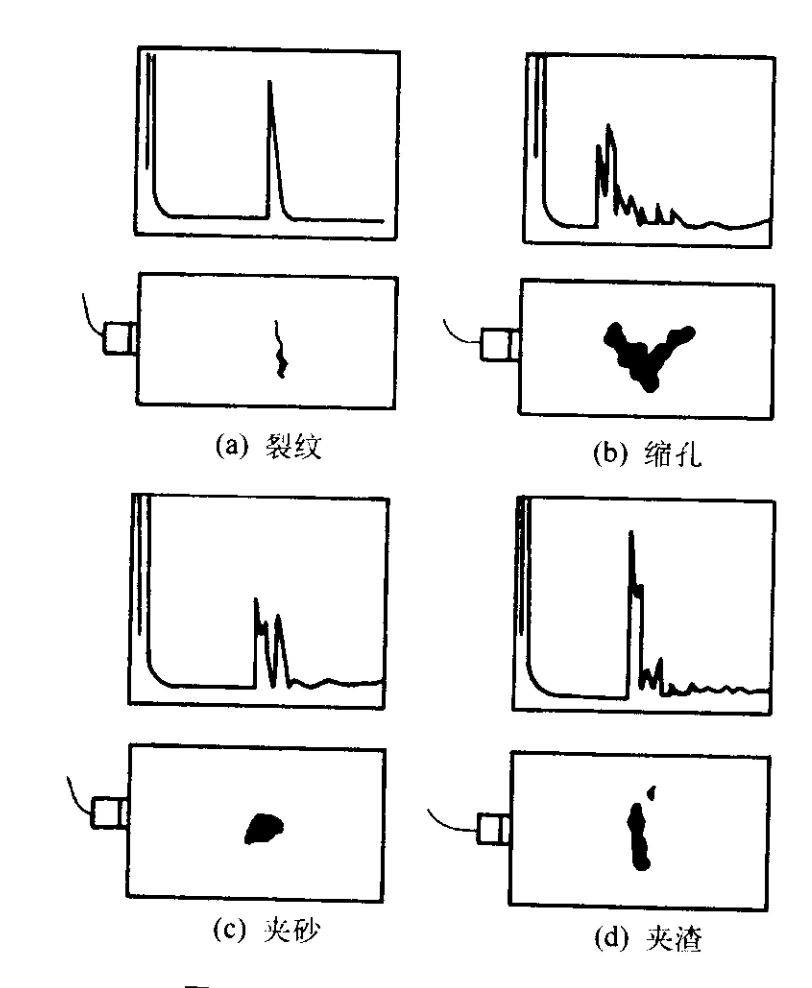


图 7.5-13　铸钢件中的缺陷及波形

2.9.2　奥氏体铸钢件的探伤

用超声波检查奥氏体铸钢组织，一般来说是比较困难的，如镍系及锰系奥氏体铸钢及焊缝，晶粒粗大，晶界的反射容易出现林状回波，造成复杂的波形。采用电渣熔铸工艺的铸钢件晶粒相当粗大，甚至可达几十毫米长，几个毫米宽，而且大小不均匀，声的穿透性很差。

目前，对这种粗大晶粒的铸造工件的探伤，主要采用的办法如下。

1）适当采用低频率探伤。探伤频率低，波长大，能增加穿透能力，减少杂乱回波，但使探伤的灵敏度降低。

2）加大仪器的发射功率。由于工件的表面粗糙，声耦合条件差，再加上材料的晶粒粗大等原因，使声能的衰减非常大，在探伤时经常探不透，没有底波，因此要适当地加大仪器的发射功率。

3）采用一发一收的双斜探头法（TR 探头）。使用 TR 探头探伤，可以提高灵敏度和减少一部分杂乱回波，角度要根据工件的厚度而定，这种探伤要增加探测的次数，因为每一个角度都有一定的灵敏区。

4）采用大直径的聚焦探头。由于聚焦探头有一段聚焦细声束，利用细声束进行探伤可以提高探测灵敏度，减少杂乱回波。

5）采用多频或扫频探伤。用多频或扫频探伤，可提高缺陷回波信号和干扰杂信号之间的信噪比，从时间相位和振幅可以区别开来。

对奥氏体铸钢用一般的直探头和斜探头进行探伤是困难的。通过研究和试验证明，利用双斜探头采用一发一收的方式对奥氏体铸钢进行探伤，根据林状回波包络线的形状判断缺陷的性质和大小，是较有效的方法，但缺陷必须是能部分覆盖声束的较大的缺陷。

联合斜探头法如图 7.5-14 所示，用两个斜探头，由发射探头发出的超声波信号在被探工件上倾斜入射，其在底面上的第一次反射的超声波信号用接收探头接收。当声束透过材料内部时，在声程的路径上产生杂乱的反射回波，其反射情况可以在探伤仪上进行观察。若将发射和接收两个探头组装在一起，使其在被探工件面上同时移动时，移动波形的变化也可在探伤仪的荧光屏上观察。综合考虑上述的观察结果，即可对缺陷进行判断和分析。

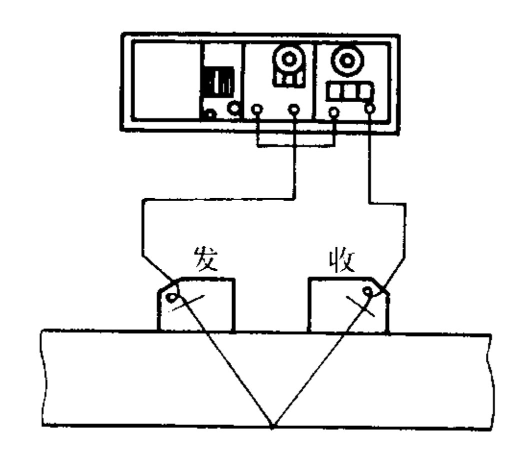


图 7.5-14　联合斜探头检测方法

在奥氏体铸钢中，代表性的缺陷有三种，即裂纹、缩孔、气孔。下面介绍对这三种缺陷进行判断的方法。

（1）表面裂纹的判断方法

奥氏体铸钢中的裂纹，其方向大部分垂直于表面或者是近似垂直于表面，图 7.5-15a 为表面裂纹的探伤情况示意图。在图中无裂纹的地方 a，接收探头能够接收到经过底面一次反射而到达接收探头的超声波，同时在途中晶界对超声的反射也被接收，因而在荧光屏上二次波的位置上出现强烈的接收波，而且在其周围有多数林状回波出现。图中 b 是超声波束的一部分被裂纹所阻挡，穿透波束和杂乱反射波受裂纹的阻挡而减弱了，因此在荧光屏上回波的高度降低，特别在二次波的位置上，穿透波两侧的回波高度有明显的降低。图中 c 是超声波波束完全被裂纹所遮挡，因为大部分超声波没有到达接收探头，林状回波大量减少，以致在探伤仪的荧光屏上几乎观察不到穿透波和杂乱反射波的波形。综合上述情况可以推断，在被探材料表面上，探头移动一个距离与相应的位置上穿透波的高度的变化形成图中所示的 V 形（U 形）的变化。

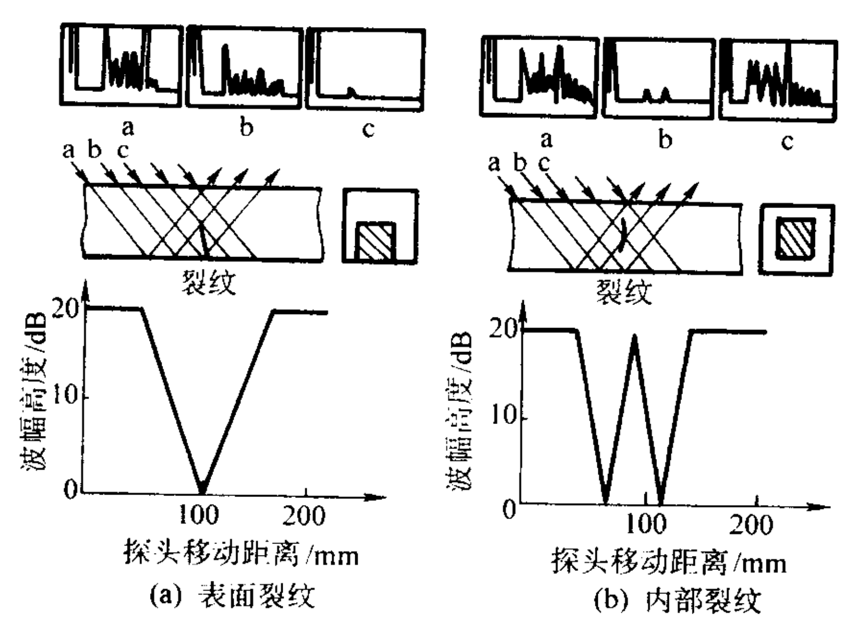


图 7.5-15　裂纹探伤示意图

（2）内部裂纹的判断方法

图 7.5-15b 为内部裂纹探伤示意图。在裂纹部分的周围，接收探头接收穿透波及乱反射波的情况分别如图中 a、b、c 所示。如上所述，随着探头的移动，穿透波高度的变化如图所示的 W 型。

（3）缩孔的判断方法

图 7.5-16a 是对缩孔探伤的示意图。当超声波波束通过没有缩孔的位置时，在荧光屏上出现强烈的接收波和多数林状回波。当超声波波束在底面反射后为缩孔部分所阻挡时，可分三种情况：图中 a 所示的情况是穿透波的一部分为缩孔所阻挡，所以到达接收探头的声波减少了，在荧光屏上二次波的位置，穿透波和其他回波的高度都降低了。当超声波波束完全被缩孔部分阻挡时，如图中的 b 所示，此时穿透波和杂乱反射波到达接收探头的能量更进一步减少。当入射声波直接射在缩孔上时，如图中的 c 所示，在二次波的位置上林状回波本应相应的增加，但实际上在荧光屏上全部回波的高度进一步降低了。不过，这种降低和裂纹情况不同，由于缩孔部分对超声波产生了乱反射，所以在到达接收探头时林状回波的数目不会过多地减少，而且也不会完全消失。因此，当探头移动一个跨距时，穿透波高度的变化能显示出如图 7.5-16 所示的锅底状。对上述情况作综合判断，可将缩孔和裂纹的特征加以区别。

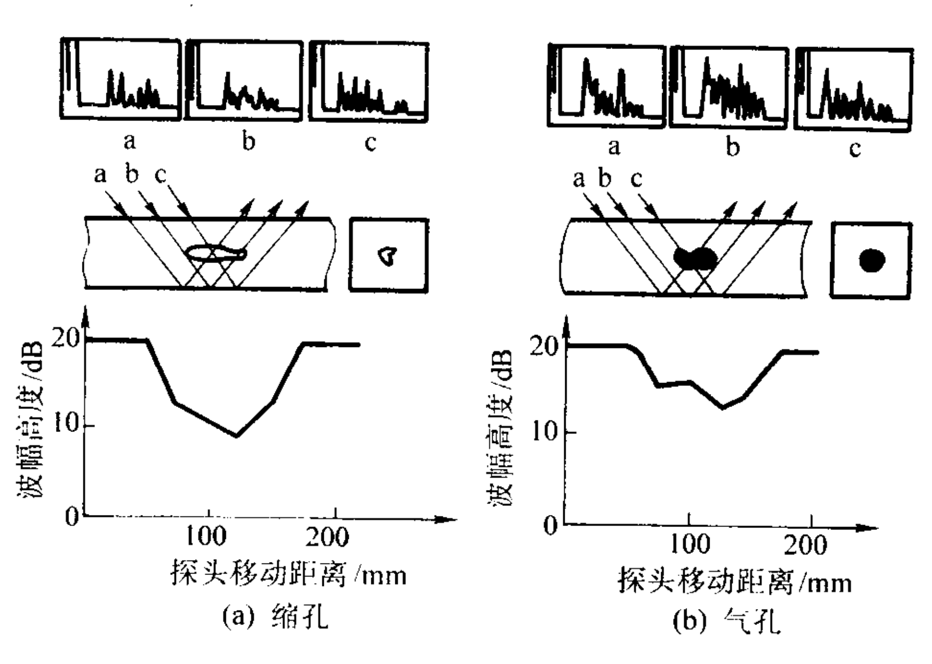


图 7.5-16　探伤示意图

（4）气孔的判断方法

图 7.5-16b 为对聚集状气孔探伤情况的示意图。超声波波束从底面反射后，遇到气孔部位，由于气孔较小，所以有一部分声波能够穿透气孔而使其回波信号显示在荧光屏上，如图 7.5-16a、b 所示，全体回波的高度稍有降低。因为在探伤位置气孔的分布不同，故可以观察到回波高度的不断变化。如图中 c 所示，当入射波直接碰上气孔时，它所产生的反射波在一跨距的声程内和缩孔的情况是相同的，而且林状回波的数目比前者还要增多。不会出现林状回波减少或几乎消失的情况。总之，在有气孔的部位，其特征和缩孔部分的情况大体相同，但回波高度的变化比缩孔小，依此可以推断出锅底状凹凸不平的浅窝正是气孔反射的特征。

2.9.3　铸铁件的探伤

一般来讲，超声波对铸铁件的穿透性差，也容易产生林状回波，所以对铸铁件的超声波探伤是非常困难的。不过，目前用超声波进行探伤的铸铁件，大部分是球墨铸铁。利用球墨铸铁的声穿透性好，通过一次底波变化或多次底波变化的程度，作为评定其内部组织和有无缺陷及缺陷存在的情况是一种有效手段。

（1）球墨铸铁的可探性

球墨铸铁具有耐磨性高，抗疲劳性能好，以及成本低等

优点，所以小功率柴油机的曲轴往往采用球墨铸铁制造。对于超声波探伤来说，与其他铸铁相比球墨铸铁有可探性因素，例如：球墨铸铁材质比较均匀，超声波在其中传播、衰减比较均匀；又由于石墨都已球化，对超声能量衰减小等，这些有利的组织情况是球墨铸铁可以进行超声波探伤的关键条件。另外，在几何形状上，球墨铸铁曲轴的探伤面与底面基本上能保持平行，并且球墨铸铁曲轴内的缺陷又以疏松和夹杂为主，尤以疏松最为常见，而疏松缺陷对多次反射法又很敏感，因此，采用多次反射法对球墨铸铁曲轴进行探伤是很合理的。

(2) 探伤条件的选择和探伤

由于球墨铸铁的晶粒与普通铸铁相比较细密，可选用2.5 MHz的探测频率。又因球墨铸铁曲轴的探测面多是弧面，接触条件较差，因此，探头直径应尽可能小；耦合剂的选择应视工件被探表面的条件而异，对已加工的面，可用全损耗系统用油作耦合剂，而对非加工面则应采用水玻璃、黄油、浆糊等较黏的耦合剂。探伤灵敏度的调整，可用相同材质制作一个表面粗糙度基本一致的标准试块，在制作标准试块前应对被选球墨铸铁经过探伤，证明材质良好，无缺陷存在。

对一些小型柴油机的曲轴，由于缺陷基本上都产生在主轴颈和曲柄过渡的曲柄臂内，因此探伤时可只探曲柄臂。对207曲轴，由于各部位铸造缺陷都有一定的限制范围，所以对各部位都应进行探伤。探伤时，曲轴应放在专用的转台上，用标准试块使底波出现四次刚饱和，并消除杂波，然后在曲轴上选几处较好部位进行探伤，在灵敏度基本合适时，再稍加调整后，即可开始探伤。探伤时探头在被探工件表面均匀移动。当被探部位无缺陷时，荧光屏上应出现四次饱和或接近饱和的脉冲回波。当被探部位有缺陷时底波会随之减少甚至消失，并随探头的移动而变化。对于疏松可根据底波下降或减少的程度大致估计其严重程度。图7.5-17中的波形即表示这种关系，a为没有缺陷时的情形；b和c为轻微疏松时的情形；d和e为有一般疏松时的情形；f和g为有严重疏松（此时疏松中已有缩孔）的情形；h和i为有严重疏松并已形成缩孔的情形。

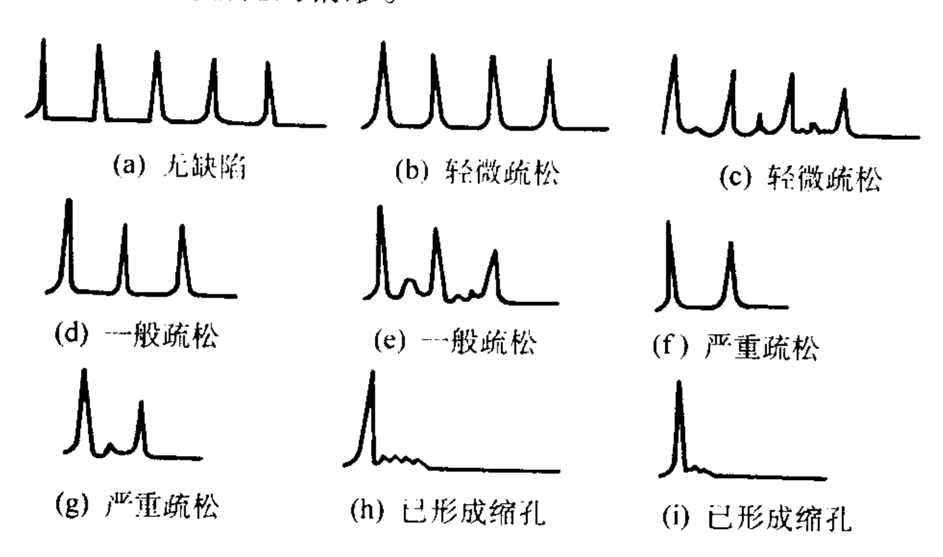


图7.5-17　探测疏松时的各种波形图

球墨铸铁中的石墨球化率与球墨铸铁的力学性能有关系，球化率越高，力学性能（包括弹性模量）越好，而且声波传播速度也越高，这是因为超声传播速度与铸件的弹性模量有关。提高球化率，还可以提高弹性模量。超声波在铸铁中的传播速度随球化率的提高而增高，因此可以根据测声速的方法测定球化率。实际上，也可以通过超声声速直接测出球墨铸铁强度。

2.9.4　铝合金铸件的探伤

对于结构尺寸大、厚度大的大型铝铸件，以及铝铸锭，采用超声检测是合适的，能检测出裂纹、缩孔、气孔等。除内部的缺陷外，合金组织中的化合物，包括单独的化合物或分散状的析出物，都能造成回波反射。超声探伤对铸件表面粗糙度有一定的要求；还需要有标准试块做校对或对比使用，在探伤时，还需要了解铸铝件牌号、热处理等情况，以便进一步了解晶粒度级别。

铸铝活塞是一种铝、铜、硅合金，它是发动机的关键部件之一，下面将以此为例比较详细地介绍它的超声波探伤特点。

1) 在使用过程中，有些活塞的顶部和销孔附近容易产生变形，有些活塞的顶部开裂了甚至整块脱落。经断口分析表明，在这些部位一般存在有较严重的铸造缺陷。因此必须对活塞的这些部位进行探伤。然而这些部位的厚度都不大，活塞的顶部只有7.5 mm厚，就是在销孔附近也只有16～21 mm厚，接近仪器的盲区，无法用一般方法进行检验，如图7.5-18所示。

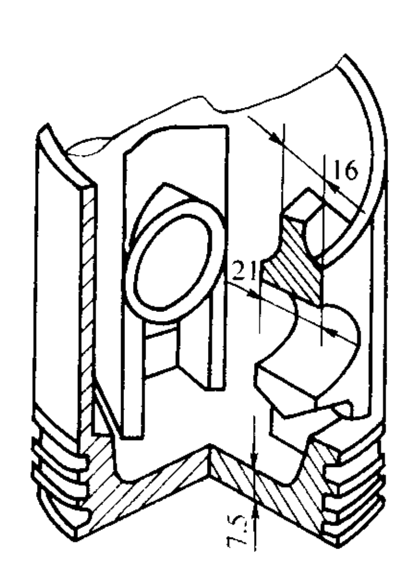


图7.5-18　铸铝活塞

2) 经超声波试验和用射线照相证明：根据底波的变化，判断缺陷的存在是可行的。活塞顶部的探测可按如下方法进行：采用2.5 MHz的直探头，探测灵敏度调整到按无疏松部位作标定时仪器上保留有24 dB以上的余量，调整衰减器，使底波达50%的波高，以此作为探测的起始灵敏度，即可用底波衰减法检查活塞顶部的各个部位。对活塞销孔附近的探测方法可按与上述方法基本相同的过程进行，采用2.5 MHz的直探头，仪器灵敏度调整到探测深度为21 mm处的底面反射波达80%的波高，并留有不小于24 dB的余量，即可用底波衰减法进行检查。

对活塞探测过程中应密切注意波形的变化，由于底波的变化与探头的耦合有密切关系，因此必须使探头与工件表面的耦合稳定，由于被探区厚度较小，有的表面又是毛面，耦合不良或探头用力不匀，底波的变化就很大，有时甚至消失了。所以在无底波时，不应轻易判断，应用油或砂纸打磨被探部位，反复探测，慎重确定有无缺陷。另外，探测前对仪器灵敏度的调节要适当，灵敏度太高，波形易杂乱无序，灵敏度太低又妨碍波形的显示，这些都是铸铝活塞探测时必须注意的。

2.10　自动化超声检测

自动化探伤是现代工业生产中对成批产品进行质量检验的重要手段之一。实现自动化检测对保证产品质量、提高工作效率、降低劳动强度有重要意义，它是无损检测发展的方向。

2.10.1　自动化探伤的方法

自动化检测是指自动地移动探头或工件，在移动中用通过不同方式激发的超声波对工件中的缺陷进行自动的检查。就其自动化程度可分为在线自动和不在线自动两类。在线自动是指生产自动线上的检验工序，不但对被检材料的判废和分选由设备自动进行，而且其检验速度、设备的连续工作时

间以及对高温状态的适应性和设备的自动保险等装置，都应适合自动线上高速、稳定的要求；不在线自动又分为全自动和半自动两种，全自动是指除灵敏度调整和整机维护之外，从进料、出料、缺陷的报警和记录、被检材料的判废和分选全部依靠设备本身自动进行的装置，半自动是指像上述自动探测装置的各工作程序中，有一或几部分仍需人来完成。

自动检测与手动检测相比，声耦合性能稳定，它不是检查某几个试样或试样的某一部分，而是对成批材料进行全面检查，自动检测适合于检查单一形状的材料和工件，如管、棒、板、丝和钢轨等型材，不适合于检查形状复杂的工件。需要注意的是对进行自动化检测的材料必须有明确的分级和判废标准，而且检查结果的重复性要好，否则容易造成误判。为了保证自动检测设备的准确可靠，必须使设备具有足够的抗干扰性能和经常处于完好的工作状态，以便保证检测灵敏度的稳定不变。

自动化检测的方法可以从不同的角度分类。按声耦合方式可分为直接接触法、局部液浸法和全部液浸法。按探头对工件的扫查方式分为探头旋转，工件直线进给；探头固定，工件直线进给；探头固定，工件旋转进给等各种方法。按仪器对缺陷的显示和记录方式又可分为脉冲波显示和连续波显示。

自动化检测速度是实现此种检测的一个重要指标。自动检测要求探头和被检材料之间的相对移动速度要合适，为了使探头发射的声束对被检材料有足够的覆盖，它们之间运动的相对速度不能过高。为了使探头在被检材料进给状态下有充分的探伤时间，保证探头对缺陷能获得足够强度和重复次数的反射信号，应根据被检材料中要求发现的缺陷种类、方向和大小以及探头的声场特性及其指向性综合考虑，以便能获得最大的缺陷反射声压。

2.10.2 自动化检测设备

1）检测仪 自动化检测设备的仪器部分是整机的核心，检测信号的发射、接收、放大、显示、报警记录以及自动上料、下料、分选等动作都是由检测仪本身及其控制系统完成的，因此从对缺陷的探测和显示原理上，虽然自动检测与手动检测是相同的，但由于自动探伤的高速和自动化的许多特殊要求，使检测仪的构造和性能要比手动检测设备复杂和严格得多。在脉冲方式中，用来选取缺陷信号的门电路是自动检测仪中最基本的电路，通过门电路可以使仪器实现灯光和音响报警。根据不同的检测条件、自动化程度和对被测工件的不同要求，在自动探伤仪中都附有各种不同的特殊电路，如具有两个灵敏度的报警闸门、对缺陷信号延时制动的自动标记电路、干扰脉冲抑制电路、水波抑制电路、仪器工作通道失常报警电路、自动增益控制电路、多通道轮流切换电路、测速脉冲控制电路、整机程序控制、电子计算机控制等。

2）缺陷记录机构 自动化检测中，对于被发现的缺陷在报警的同时，可通过各种自动喷标装置将标记喷在有缺陷的部位，也可通过各种自动记录方式将缺陷情况记录下来，这是自动记录机构中常用的方法。

3）探头和探头架 在直接接触检测中使用的探头架一般多采用压气筒式、滑环式、万向节和弹簧式，在部分液浸式检测中使用的探头架主要由气缸或液压缸、滑环、万向节组成。

4）机械传动机构 自动化检测设备的机械传动机构随自动化程度而异，对于全自动检测设备，整个传动机构主要包括上料台架、上料机构、进料辊道、主传动箱、主控制柜、操作台、进入探头区前的定心、碾平或矫直机构、探头架传动机构、供水系统、出料辊道、分选机构、成品、次品、废品收集槽、自动记录、打印传动装置等。另外随被检材料的不同还有测厚、分类、吹干等各种传动机构。

5）程序控制 全自动检测设备整机各部分需要协调一致的动作，这个工作一般通过主电子控制柜作程序控制。

2.10.3 自动探伤的应用

自动化检测在工业中已经得到了较多的应用，如管材、棒材、板材、螺焊管、钢坯、新钢轨等都已经实现了自动化检测。由于探测对象的复杂性，自动化检测的方法和设备也是非常复杂的，在这里仅介绍钢坯的自动化检测方法。

钢坯的自动化检测装置可采用多通道的超声波探伤仪、局部液浸的方式来实现。局部溢水多探头纵波探测钢坯的装置原理如图 7.5-19 所示。钢坯在辊道上前进，探测水槽两边有橡胶挡板挡住水槽的钢坯进出口，使水位提高。当钢坯经过水槽时，不断溢出的水耦合于钢坯底部的检测面，并使钢坯浸入水中 15 ~ 25 mm。水中探头组发射的声波以水为耦合介质耦合到钢坯中，采用脉冲反射法接收钢中反射回波进行检测。

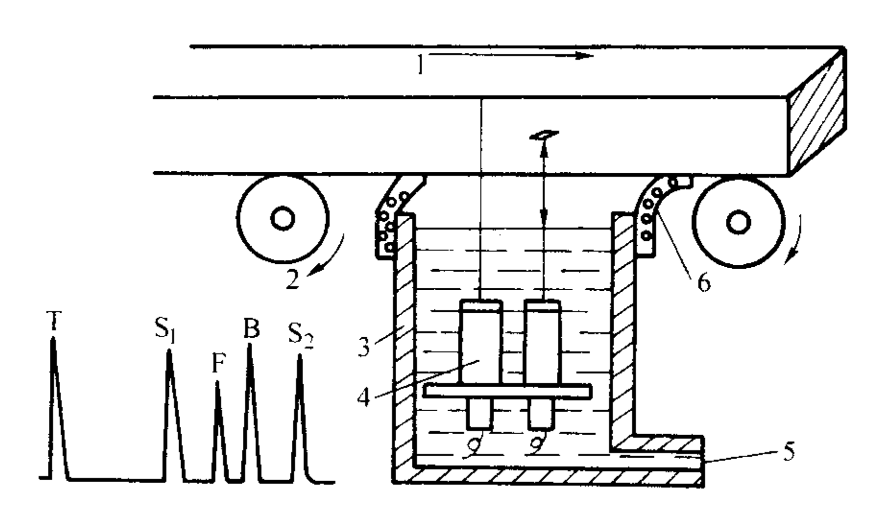


图 7.5-19 钢坯自动检测示意图

1—钢坯；2—辊道；3—溢水槽；
4—探头组；5—进水口；6—橡胶挡板

探头组采用工作频率 2.5 MHz、直径 20 mm 的水浸直探头 10 只，分两排安装在宽 206 mm、长 310 mm、深 225 mm 的水槽底部。探头晶片向上，排间相邻两探头的中心距为 80 ~ 90 mm。经缓冲、过滤的水从底部向上溢出。

探测灵敏度的调整是用根据钢坯内部不允许存在的缺陷大小而制作的人工缺陷试块来校正的。此种人工缺陷试块应与被检的钢坯具有相同的材质和相同的表面状态。在自动检测的过程中应保证具有一定大小的缺陷不被漏检，同时又要保证一定的检测速度。因此应当考虑到探伤仪的线性和钢中回波的距离 - 振幅特性，以及在必要的检测速度下声束的偏移量和检测过程中入射角所允许的自由度。试验证明，探测深度在 330 ~ 160 mm 范围内时，钢坯的中心部位和上下面分别有 3 dB 的差异，即下部灵敏度比上部高 6 dB。在水层厚度为 80 ~ 90 mm、钢坯厚度 155 mm、检测速度 500 mm/s 的条件下，声束入射角允许误差为 ± 1°，此时在钢坯下表面钻的 ϕ2 mm 深 25 mm 平底孔的反射波高可达极限值的 50%。根据上述，钢坯检测所采用的灵敏度试块在 155 mm × 155 mm 的钢坯上可选用 ϕ3 mm × 25 mm 的平底孔试块。以此试块调节仪器的综合灵敏度，可使平底孔的反射波为极限幅值的 75%，在此灵敏度下检测可保证在不影响探测速度的情况下能发现 ϕ3 mm 当量的缺陷。

探测操作时，按动推钢机按钮，钢坯进入辊道，推钢机停止动作，钢坯前进进入水槽，发现缺陷时仪器报警电路报警，同时控制喷枪在钢坯缺陷部位喷标。传动机构的电器部分根据仪器来的信号对钢坯的质量进行自动分选。

2.11 声成像超声检测

超声成像法是通过记录物体的辐射或散射声场，经过转换、重建或反演处理，获得其外形或者内部结构可见像的方

法与技术。由于声波能在许多不透光的材料中传播，因此，声成像是人们获得不透光物体内部声学特性分布最直观的方法。

在声成像技术中，必须有一个把不可见的声波像记录下来或转换成可见像的过程。目前主要是利用光学方法和电子学方法，结合数字信号处理技术来实现超声成像。

2.11.1　光弹法

由于机械应力而引起媒质的折射率的变化，通常称为光弹效应或压光效应。利用超声在固体中传播时的光弹效应，同样可以对超声脉冲的传播方向、波束扩散、声压分布、在缺陷界面上的反射及模式转换等实现光弹成像。

光弹法声成像系统如图 7.5-20 所示。单色的频闪光经透镜 L_1 扩展成平行光束后，通过一起偏振片入射到有较高光弹系数的透光试样，而后再经过一检偏振片和透镜 L_2 为摄像机记录。当试样中有脉冲超声传播时，就可以得到脉冲波前的像，旋转检偏（或起偏）片，可得到最佳反差的声场像。改变频闪光源和超声脉冲源触发脉冲之间的相对延时，就可以记录下脉冲波前的传播过程。

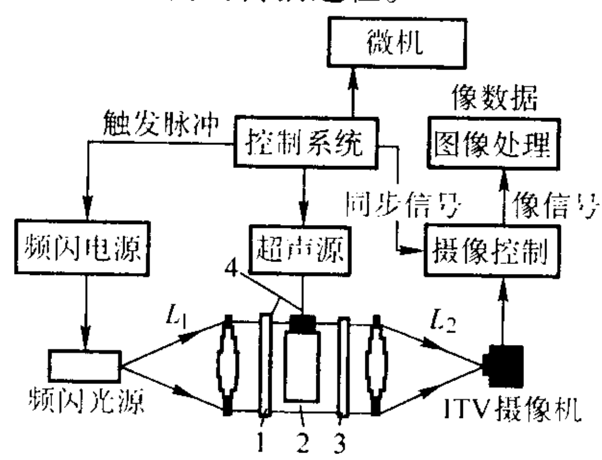


图 7.5-20　光弹法声成像系统

1—起偏；2—试样；3—检偏；4—PZT

2.11.2　超声全息法

超声全息法是利用干涉原理来记录被观察物体声场全部信息（振幅分布和相位分布），并实现成像的一种新的声成像技术和信息处理手段。其成像过程一般可分为获得声全息图和由声全息图重建物波而得到物体像这两个阶段。如图 7.5-21 所示的液面声全息那样，当换能器 TS 发出的超声束被目标散射，散射及透射的超声波由声透镜 L_{a1} 及 L_{a2} 收集、被声反射板 Ma 反射到被检测的液面区时，在水槽的另一边同时用换能器 Tr 发出同频率的参考声束入射到检测液面，参考声束与物体声束将在液面上产生干涉，起伏的液面就形成了包含有相位信息的全息图。如果用激光束来照射这液面全息图，就可以实时地重建目标的立体图。

同样，也可以通过其他成像检测器在成像面上扫描来得到全息图，例如换能器探头的机械扫描声全息，布阵声全息以及用计算机的无全息图的声全息成像等。在这类扫描声全息中不再使用声参考波，而是用一与入射声波同频率的电信号与探测器的输出电信号相加，用叠加信号的幅度去调制荧光屏点的亮度，在荧光屏上形成全息图。将全息图拍摄下来，再用激光照射全息图，获得重建像。

计算机重建声全息是利用扫描记录得到的全息函数 U_H（x_H，y_H）与重建像函数 U_i（x_i，y_i，z_0）之间是空间傅氏变换对的关系，直接由计算机计算而实现像的重建，由于它不需要拍摄全息图，故又称为无全息图重建。

当用一声源照射物体，物体的散射声波函数为 U_0（x，y，z_0），在全息记录平面上的声信号为 U_H（x_H，y_H），则有：

$$U_H(x_H,y_H) = \iint U_0(x,y,z_0)$$
$$\exp\{jk[(x_H-x)^2+(y_H-y)^2+z_0^2]^{\frac{1}{2}}\}\mathrm{d}x\mathrm{d}y \qquad (7.5\text{-}3)$$

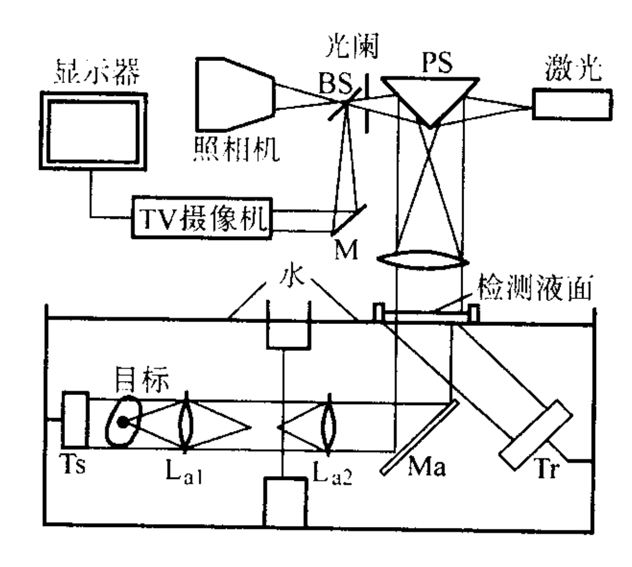


图 7.5-21　液面全息法

在远场近似下，

$$U_H(x_H,y_H) \approx \exp\left[jk\left(z_0+\frac{x_H^2+y_H^2}{2z_0}\right)\right]$$
$$\iint U_0(x,y,z_0)\exp[jk(xx_H+yy_H)/2z_0]\mathrm{d}x\mathrm{d}y \qquad (7.5\text{-}4)$$

式（7.5-4）表明 U_H 与 U_0 是二维的傅氏变换对。因此，由 U_H 通过傅氏反变换就可以立即计算得到 U_0，即得到重建的像函数 U_i（x_i，y_i，z_0）：

$$U_i(x_i,y_i,z_0) = \exp[-jkz_0]\iint U_H(x_H,y_H)$$
$$\exp\left[-jk\left(\frac{x_H^2+y_H^2}{2z_0}\right)\right]\times\exp[jk(x_ix_H+y_iy_H)/2z_0]\mathrm{d}x\mathrm{d}y$$
$$(7.5\text{-}5)$$

声全息可以获得目标的立体像，但由于声波波长比重建光波波长大得多，因此光重建像畸变较严重，加上分辨率不高，以及在具体应用中存在的技术问题，限制了声全息成像的应用与发展。

2.11.3　相控阵法

超声检测时往往需要对物体内某一区域进行成像，为此，必须用机械声束扫描。相控阵成像是通过控制换能器阵中各个阵元激励（或接收）脉冲的时间延迟，改变由各阵元发射（或接收）声波到达（或来自）物体内某点时的相位关系，实现聚焦点和声束方位的变化来完成声成像的技术。图 7.5-22 分别给出一线阵换能器通过时延控制而实现线扫描及扇形扫描的示意图。在扇形扫描时，改变各阵元的延时不仅可以达到超声束的聚焦，而且还可以实现焦点的扇形扫描。

为了保证相控阵扫描换能器阵在整个扫描范围内声束强度比较均匀，各换能器阵元应是接近于无方向性的点源，因此各阵元的横向尺寸要远小于波长。为此，常把每一个小阵元再切割成若干个细条，并在电路上并联作为一个阵元使用。由于线扫描的声束是平行的，所以所成的像比扇形扫描要清晰，密度也比较均匀，但在声输入口受到限制的场合，为了能够得到较大的探测范围，应采用扇形扫描。

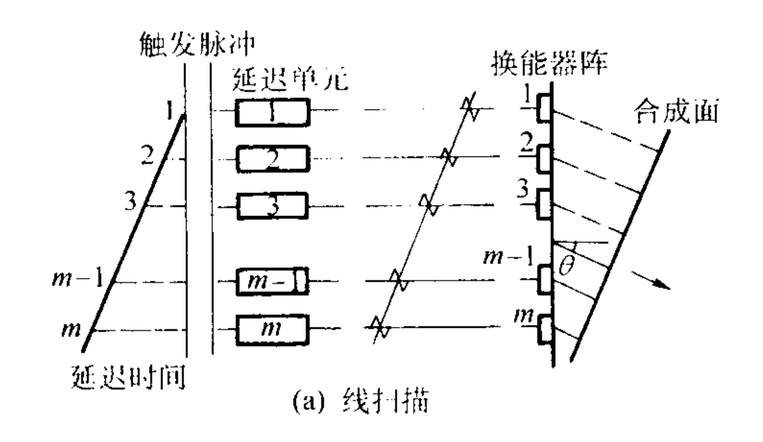
2.11.4　合成孔径聚焦成像

在超声探伤中，常采用聚焦探头来提高检测的分辨率。在焦点上超声波的束径 b 与声波波长 λ、焦距 F 及探头尺寸 D 之间有：

$$b = 1.03\lambda F/D \qquad (7.5\text{-}6)$$

即频率越高，探头的孔径越大，检测的分辨率就越高。合成孔径聚焦技术就是用信号处理的方法使小尺寸（孔径）的换能器阵具有大孔径阵的指向性的功能，实现高分辨率成像。其原理如图 7.5-23 所示。

当一超声收、发的探头沿直线移动，每隔距离 d 发射一个声波，同时接收来自物体各点的散射信号并加以储存。根据各成像点的空间位置，对接收到的信号作适当的声时延或相位延迟后再合成得到被成像物体的逐点聚焦声像，这就



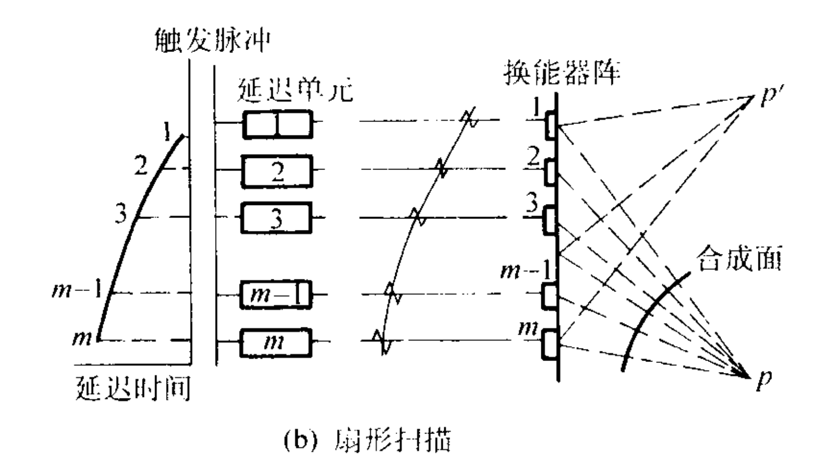


图 7.5-22 相控阵成像系统

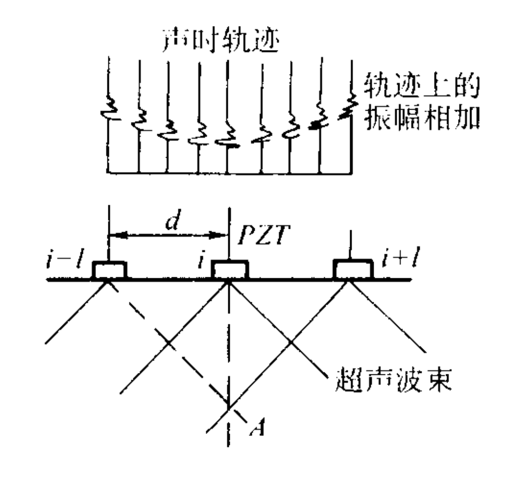


图 7.5-23 合成孔径聚焦成像系统

是合成孔径成像技术。

从发射来看，当一探头移到第 i 点时，它在以前一系列点上发射形成的声场，等效于一线列阵的阵元延时辐射的声场。这样，单个探头配合其运动的驱动系统和信号存储系统，就合成为一个大尺寸（md）的换能器（虚）阵。

从接收来看，如果要得到物体内 A 点的成像信号，只需把探头在各检测点上所得到的信号中对应于从 A 点到各测点来回传播的声时的那时刻上信号幅度相加。而这等价于把 A 点处理成聚焦点。由于利用微机可以把物体内任何一检测点都作为焦点来处理，这就使合成孔径成像有高的分辨率。与常规的声成像技术比较，合成孔径成像有两个显著特点。首先，它的方位分辨率 δ 与作用距离 R 和声波波长 λ 无关。对于一个自发自收型的合成孔径阵，$\delta = D/2$。而常规的声成像技术，$\delta = 0.84\lambda R/D$，其中 D 为换能器的孔径（水平尺寸）。第二，合成孔径成像具有近场适用性，也突破了常规声成像适用于 $R > 2D^2/\lambda$ 的远场限制。这是因为合成孔径系统中，它是由一个小孔径基元换能器沿一定轨迹移动，依次发射及接收声波，不存在多个声波辐射的声波束之间的相互干扰，可视为单点源工作。所以，它在近、远场都有高的方位分辨率。

2.11.5 ALOK 法

超声 ALOK 法即幅度 - 位置、传播时间 - 位置曲线法，其原理如图 7.5-24 所示。

一个自发自收的超声换能器在试样表面按一定规则进行移动扫描，如果 A 点是试样内的缺陷，那么在位置 1 处接收到的回波信号中，在 $t_1 = 2\sqrt{X_{ft}^2 + Z_{ft}^2}/c$ 的传播时间处有一

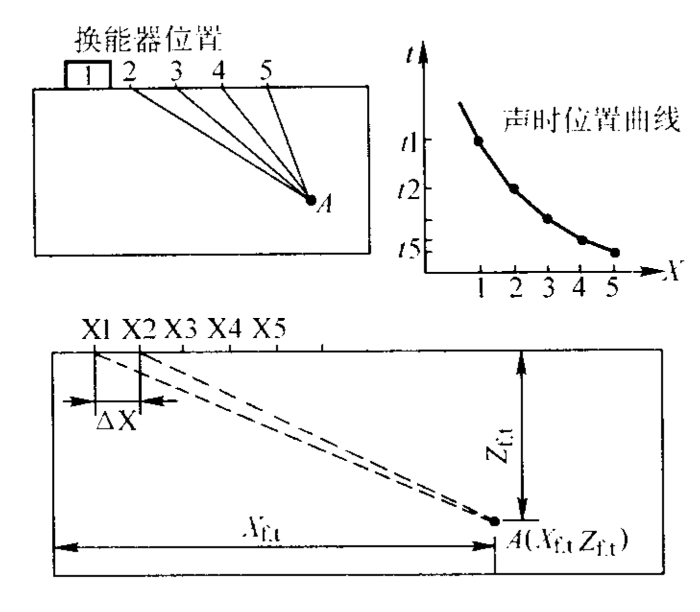


图 7.5-24 ALOK 法的原理

个回波小峰。同样，在位置 2 接收的回波信号中，在传播时间 $t_2 = 2\sqrt{(x_{ft} - \Delta x)^2 + z_{ft}^2}/c$ 处也会出现一小峰。由于该缺陷是确定的，因此在以后的各检测位置上，在声时 - 位置曲线对的传播时间上都会出现 A 点的反射回波。同样，由于检测位置与缺陷 A 之间距离的有规律变化，缺陷回波的幅度也会随位置的变化而发生有规律的变化。对于噪声，则不会在出现的时间与幅度上随检测位置而有规律地变化。这样，利用传播时间 - 位置及幅度 - 位置曲线，就可以从回波信号中识别来自缺陷的回波信号，并用 B 型显示给出缺陷的像，这就是 ALOK 法。

2.11.6 超声 CT

超声 CT，即超声计算机层析成像，它是由 X 射线 CT 引伸而发展的超声成像技术。这种成像方法可以得到物体的声速、声衰减系数及非线性参数等量的定量图像。用一束超声波依次沿不同方位角 φ 照射物体，并同时检测物体中目标的散射波 p（φ，v）（即投影），然后根据声的传播理论，由实测的投影 p（φ，v）利用计算机来反演重建目标的像，这就是超声 CT 成像的基本思想。

目前超声 CT 成像主要有透射型和反射型两种，而图像重建也有射线理论（几何声学理论）和衍射理论（波动声学理论）两种。衍射理论中，将物体看成声学量（密度、声速等）连续变化的非均匀体，根据波动方程来求解出声波的传播及散射声场。在求解这种散射声场，并利用它来反演散射目标像时，往往需要作一些简化假定（如密度为常数，声速的变化很小等），并采用 Born 近似或 Ratov 近似等求解波动方程的近似理论。结果，这些近似反而会引入较大的误差，使衍射理论在重建图像时计算较复杂，而效果并不比射线理论来得好。

射线理论中，将声波在物体中的传播看作遵守 Snell 定律的射线传播形式。图 7.5-25 是超声反射 CT 成像的示意图。假设被成像物体的某一横截面上的声反射率函数为 f（x，y），坐标系 xoy 固定在物体上，一个无指向性的自发自收的超声换能器位于（x_0，y_0）点，并可沿一半径为 R 规定的轨迹绕物体转动，来改变声束与物体之间的方位角 φ。如果假定在物体内外的媒质声速是不变的，那么换能器所接收到的反射回波 p（ρ，φ）表示的是以（x_0，y_0）为圆心的同心圆弧 s 上声反射率 f（r，θ）的线积分，即投影为

$$p(\rho,\varphi) = \int_s f(x,y)\mathrm{d}x$$

$$= \int_0^{\infty}\int_0^{2\pi} f(r,\theta)\delta(\sqrt{r^2 + R^2 - 2rR\cos\alpha} - \rho)r\mathrm{d}r\mathrm{d}\theta \quad (7.5\text{-}7)$$

式中 $\sqrt{r^2 + R^2 - 2rR\cos\alpha} = \sqrt{(x - x_0)^2 + (y - y_0)^2}$，$\alpha = \pi - (\theta - \varphi)$，而 $\delta(d - \rho)$ 为 δ 函数。

由投影的傅氏变换 $S(\omega,\varphi)$ 以及旁轴近似，可以得到

$$S(\omega,\varphi)=\mathrm{e}^{-i\omega R}[F(u,v)-i\omega F^{(1)}(u,v)-\omega^2F^{(2)}(u,v)+\cdots] \tag{7.5-8}$$

式中

$$S(\omega,\varphi)=\int_{-\infty}^{+\infty}p(\rho,\varphi)\mathrm{e}^{-i\omega\rho}\mathrm{d}\rho;$$

$$F(u,v)=\int_{-\infty}^{+\infty}\int_{-\infty}^{+\infty}f(x,y)\mathrm{e}^{-i(ux+vy)}\mathrm{d}x\mathrm{d}y;$$

$$F^{(1)}(u,v)=\int_{-\infty}^{+\infty}\int_{-\infty}^{+\infty}G(x,y)f(x,y)\mathrm{e}^{-i(ux+vy)}\mathrm{d}x\mathrm{d}y;$$

$$F^{(2)}(u,v)=\int_{-\infty}^{+\infty}\int_{-\infty}^{+\infty}G^2(x,y)f(x,y)\mathrm{e}^{-i(ux+vy)}\mathrm{d}x\mathrm{d}y;$$

$$G(x,y)=(x\sin\varphi-y\cos\varphi)^2/2R;$$

$$u=\omega\cos\varphi, v=\omega\sin\varphi。$$

这样，通过检测背散射声场（投影）p（ρ，φ），就可以由傅氏变换来重建目标的剖面分布 f（x，y）。当 R 很大，而 f（x，y）又是限带函数，则 $F^{(1)}$（u，v），$F^{(2)}$（u，v），…等可忽略，这样，式（7.5-8）就成为X射线CT成像中著名的Fourier切片理论，它说明投影信号 p（ρ，φ）的一维傅氏变换 S（ω，φ）给出了目标的反射系数 f（x，y）的二维傅氏变换在空间频率 $u=\omega\cos\varphi$，$v=\omega\sin\varphi$ 处的值。

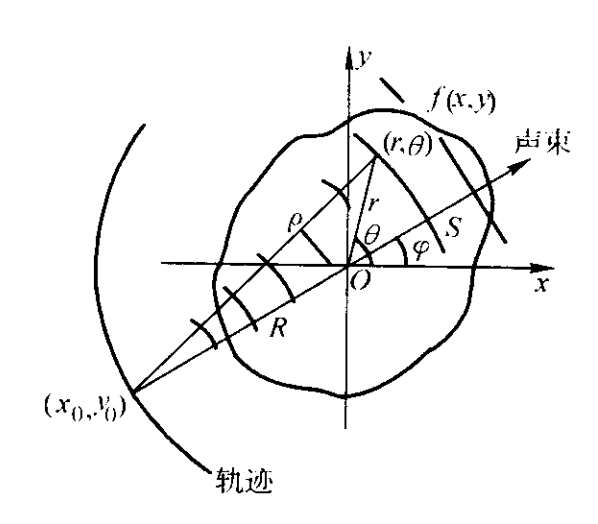


图7.5-25　超声CT反射成像几何示意图

图7.5-26是超声反射CT成像系统示意图。被成像物体放置于水槽中的旋转平台上，与换能器一起浸入水中。整个系统在微机的程控下运行，旋转平台每转动一个 $\Delta\varphi$ 角，系统测量一次投影，直至旋转完360°。微机将测得的 $360°/\Delta\varphi$ 个投影按一定的算法处理，得到物体声反射系数的重建像。

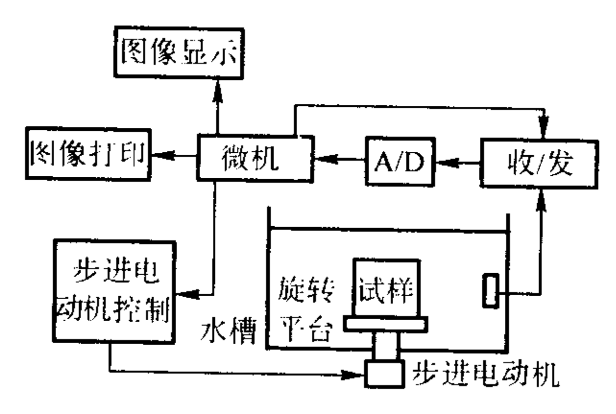


图7.5-26　超声反射CT成像实验系统

2.12　电磁超声检测

当金属材料处于毛面状态、高温状态以及具有氧化皮表面时，采用常用的压电换能器来进行检测比较困难，这是由于很难实现正常的声耦合。在接触法超声检测时，毛面需要加工打磨，以符合一定表面粗糙度的要求。而高温状态又往往使压电片即使在居里点以下也很难正常工作。液浸法虽对部分毛面探伤有所改善，但对高温状态由于工件使液体汽化也难以应用。另外，接触法也难以实现高速探伤，特别对有氧化皮覆盖的金属材料，不但耦合时损耗能量极大，而且也不稳定。对横波换能器来说，由于难以与工件耦合传声，使它在超声检测中的应用大大受到限制。

电磁超声有可能用来解决上述各种问题，它的依据是电磁学与超声学的结合，它综合了电磁感应和金属中超声波产生等一些基本原理而获得的。

2.12.1　电磁超声的基本原理

根据法拉第电磁感应定律，当金属表面有一个通有交变电流的线圈存在时，金属表面将感生涡流，它的频率与线圈内电流的频率相一致。同时，任何一个载有电流的导体放在磁场中都将受到力的作用，这个力的大小与导体的长度、导体中电流的大小、导体所处位置磁场的大小以及导体与磁场的夹角的正弦成正比，如下式所示：

$$F=8\times10^{-5}IHL\sin\alpha \tag{7.5-9}$$

式中，F 为导体所受的力，N；I 为导体中的电流，A；H 为导体所处位置的磁场强度，A/m；L 为导体的长度，cm；α 为导体和磁场间的夹角，(°)。

力 F 的方向垂直于电流 I 和磁场 H 所决定的平面，它可用左手法则来确定。因此，如果磁场 H 的方向不变，那么线圈上所受力的变化完全由线圈中的电流的方向而定。当线圈中通以交变电流时，此力也将是交变的，而且其频率与线圈中电流的频率一样。

由此可知，在交变的磁场中，金属导体内将产生涡流，同时，任何一个电流在磁场中都将受到力的作用。因此金属介质在交变应力的作用下将产生应力波，超声频范围的应力波即为超声波。据此，当把表面载有交变电流的金属导体放在一个固定的磁场内时，在金属表面的涡流透入深度内的质点将承受交变力，该力使透入深度内的质点产生振动，致使在金属中产生超声波。与此相反，由于这种效应的可逆性，返回声压使质点的振动在磁场的作用下，也会使涡流线圈两端的电压发生变化，可以通过适当的接收装置进行接收，然后经过放大进行显示，用这种方法激发和接收的超声波称为电磁超声。在这种方法中，超声换能器已不单单只是通有交变电流的线圈以及外部固定磁场的组合体，而金属表面也是换能器的一个重要组成部分，电声的转换是靠金属表面来完成的。由于电磁超声只能在导电介质中才能产生，因此它也只能用于导电材料工件。

2.12.2　超声波的电磁激发和接收

根据上述原理，可以在金属材料中激发出不同波型的超声波，这是因为当改变线圈内电流方向时，放在固定磁场中的线圈各部分的受力方向发生改变，而同一导电线圈放在不同取向的磁场中时，线圈的受力方向又会发生变化的缘故。

1）纵波的产生　图7.5-27a是一种激发纵波的示意图，扁平的涡流线圈贴近于金属表面，磁铁放置位置促使金属内的磁力线平行于金属表面。当线圈内通以高频电流时，将在金属表面感应出涡流，而且涡流平面与磁力线平行，在磁场作用下，涡流上将受一个力的作用。例如在某一时刻，该质点受力的方向向上，半个周期后质点将受到一个向下的力。因而，质点就在此力的作用下产生一个与作用力方向一致的弹性波。从质点的受力位移和弹性波传播的方向之间的关系可以判断这个弹性波为纵波。

2）横波的产生　图7.5-27b是一种激发横波的示意图，

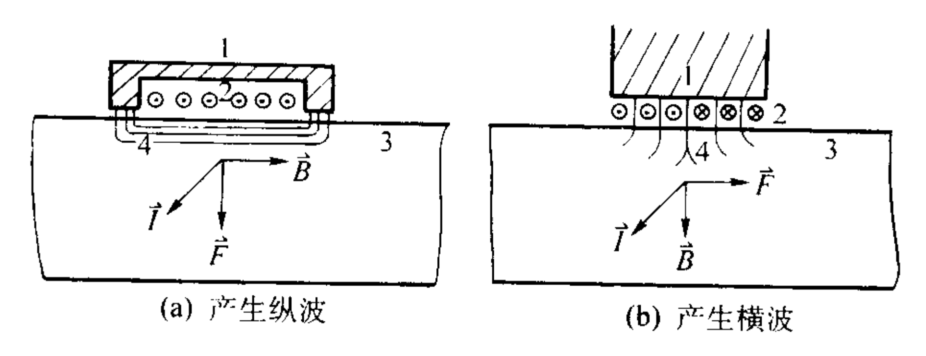


图7.5-27　金属中超声波的产生

1—磁铁；2—线圈；3—工件；4—磁力线

磁力线垂直于金属表面，当贴附于金属表面的涡流线圈通以高频电流时，在外磁场的作用下，作用在涡流上的力的方向平行于金属表面。例如，在某一时刻涡流如图所示方向，此时质点受力方向向右，半个周期后将受一个向左的力。因此，质点就在这个力的作用下产生一个与作用力相垂直的弹性波，按照质点受力位移和弹性波传播方向之间的关系，可以判断这个弹性波为横波。

3）斜声束的激发 用电磁方法对纵波和横波的激发，这两种波的主声束在金属中都是垂直于金属表面的。为了获得不同入射角的超声束，可把若干小线圈置于同一恒定磁场中，按照不同的延时时间 τ 顺序激发各个小线圈，于是整个声束的波前与金属的表面将产生一个夹角 β，而波阵面的法线方向与金属表面的法线方向的夹角也同样为 β，于是就获得了一束具有一定入射角的超声束，如图 7.5-28a 所示。改变小线圈之间的位置（间距）、几何尺寸和延时时间，就可以改变声束入射角的大小。当这一角度大到一定程度时，也可以对不同被检对象激发出板波和表面波。

4）聚焦声束的激发 在平的金属表面上，电磁超声方法一般很难激发聚焦声束，但当金属面是圆弧形时，很容易获得聚焦声束。这是因为涡流在金属圆弧表面各点所受的力将不在同一个方向上，所产生的超声波束将出现聚焦，并且这一聚焦声束的焦距为曲率半径 R，即焦点落在圆心上，如图 7.5-28b 所示。因此，用这种方法产生的聚焦声束的聚焦情况和焦点都是由工件的表面曲率所决定的。

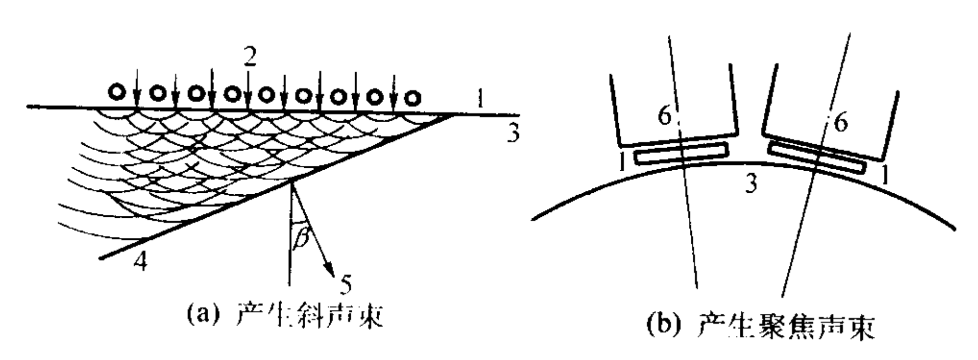


图 7.5-28 金属中超声波的产生

1—线圈；2—磁力线；3—工件；
4—波前；5—声波传播方向；6—磁铁

5）电磁超声的接收 它与声束和金属表面的取向有关，这是因为只有导体切割磁力线时才能在导体中感生电势产生涡流，该涡流是磁场对质点振动的水平分量作功的结果，而接收线圈两端所感应的电信号的幅度则将正比于涡流强度，并与声束入射方向和金属表面法线间的夹角有关。因此，当接收金属中有返回超声波时，电磁接收探头将不是“接收”某一给定的波型的波，而是接收金属表面上由声波所引起的质点振动在某一给定方向上的分量。

2.12.3 影响电磁超声系统灵敏度的因素

电磁超声系统的能量转换十分复杂，影响因素很多，一般认为影响电磁超声系统的因素与线圈两端输出电压 U 有关，经验公式为

$$U = KIn_1 n_2 B^2 \sigma DhZ^{-1} \qquad (7.5\text{-}10)$$

式中，I 为发射时线圈中的电流，A；n_1 为发射线圈的匝数；n_2 为接收线圈的匝数；B 为恒定外磁场的磁感应强度，T；σ 为金属表面的电导率；D 为线圈的几何因素；h 为线圈与工件间的距离，cm；Z 为工件的特性阻抗。

从式（7.5-10）可以看出，电磁超声系统的灵敏度不但受发射功率、接收线圈匝数和恒定外磁场的影响，也与工件的电导率、磁导率和声阻抗有关。因此，电磁超声对不同工件有不同的灵敏度。

在通常情况下，电磁超声的灵敏度比压电超声（PZT）低40 dB 左右。然而，当工件表面存在有磁性氧化皮（Fe_3O_4）时则情况正好相反，在最好的情况下，电磁超声可比压电超声的灵敏度高 40 dB 左右。不过工件表面的氧化皮并不是很均匀，有的甚至斑剥脱落。因此，若要利用这种特性，可以人为地在工件表面涂刷某些含磁性氧化皮的涂层。

2.13 超声检测新技术

2.13.1 声显微镜检测

声显微镜检测是一种通过对声波和试件相互作用的测量以显示试件声不连续性（如存在缺陷、力学性能或微观组织变化等）的技术。由于大多数材料具有透声性，这就使利用此技术对不透光材料进行内部检测成为可能。此外，由于所用工作频率可高达 2 GHz，此时波长非常之短，较之工作在 1 ~ 10 MHz 频率范围的普通超声成像技术，分辨率要高得多，可优于 0.5 μm；但是随着工作频率的提高，声波在材料中的衰减也会急剧上升，一般较多采用的频率范围是 1 ~ 100 MHz。

通过多年发展，声显微镜检测目前已形成二大体系，即激光扫描声显微镜（SLAM）检测和扫描声显微镜（SAM）检测。

1）激光扫描显微镜 激光扫描显微镜检测以透射方式工作。其基本的工作原理如图 7.5-29a 所示。平面声波从下表面照射试样，并在试样上表面产生超声位移场。用激光束扫描试样上表面，由带有刀口的光电检测器来检测该超声位移场引起的反射光束的偏转角的变化，实现试样内缺陷的成像。SLAM 的工作频率一般为 10 ~ 50 MHz。

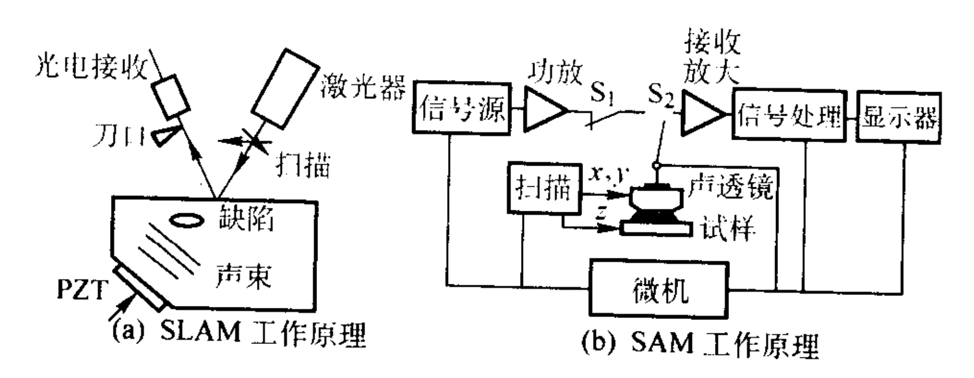


图 7.5-29 声显微镜检测

2）超声显微镜 反射式超声显微镜的原理如图 7.5-29b 所示。它一般是由信号源、声透镜、高速换向开关 S_2、信号放大与处理系统、扫描系统及显示系统等组成，所有的单元均由微机统一操纵控制。反射式超声显微镜一般工作在脉冲模式。频率为 f 的电脉冲经开关 S_2 输入声透镜上的超声换能器，激发出相应的超声脉冲。该声脉冲经声透镜聚焦，再通过耦合液入射到试样。由试样直接反射的声波，以及以瑞利角入射的声波在试样表面激发的漏表面波等将携带试样的力学信息反射回声透镜而被换能器接收。换能器的输出信号经高速换向开关 S_2 输到接收放大器及信号处理系统。当声透镜在 $x-y$ 平面扫描时，就可以得到试样一超声像，并在显示器上显示。试样也可由扫描系统控制在 z 方向（声透镜的轴线方向）移动，得到试样在离开焦平面不同位置上的超声像，也可不作声透镜扫描而让试样作 z 方向扫描，得到输出信号随 z 变化的 $V(z)$ 曲线。$V(z)$ 曲线的测定，不仅对超声显微镜的调整，选择有好的反差的超声像的成像位置是非常重要的，而且还可以从 $V(z)$ 曲线取得大量材料的信息。

2.13.2 激光超声检测技术

用脉冲激光照射工件表面产生超声脉冲是 White 于 1963 年提出的，由于激光超声能产生纵波、横波和表面波三种波型，它具有非接触、远距离遥控、快速全方位扫描、稳定性重复性好以及不需要耦合剂等特点，因此可在高温、高压、有毒等恶劣环境中进行检测缺陷、测量壁厚等。因此，很多工业发达国家对此进行了许多研究工作。

在固体中，激光超声的产生是由于光波序列与工件材料的相互作用造成的，固体脉冲激光器将波长短、能量高的光脉冲（低功率密度）照射金属表面时，激光能量导致金属表面下温度升高、体积膨胀，在材料中形成激波阵面，在材料表面激发出频率很高的超声波，最高可达几十兆赫。这种低功率密度激光使金属表面成为热弹性状态，可以发生超声，而不会发生烧蚀现象，也就是说不会对工件表面造成损伤。

如果激光束所激发的热弹性形变处在材料内部，则这种形变属纯伸缩形式，只能产生纵波，但靠近材料表面时，则发生波型转换而产生一些横波。除了纵波和横波外，脉冲激光也可以产生表面波，它是由固体表面介质产生的横向和纵向振动合成并沿介质表面传播。

激光超声源辐射的方向性与压电超声源辐射的方向性完全不同，激光超声源将辐射能量分布在一个很宽的角度范围内，在实际检测中不便于控制和利用，降低了检测灵敏度。为了提高激光超声检测系统的灵敏度，必须把声束及其方向控制在一个很窄的范围内。

激光超声最重要的特性是能以非接触方式对工件进行无损检测，从激光发射源到被检工件之间的距离可以达到10 m。因此，要求检测这种表面声位移也应是非接触遥测式，才能显示出激光超声的优越性。对于实际检测目标来说，都是粗糙的光学漫射表面，现场还有低频振动和噪声，工件形状各式各样，尺寸大小不一。

目前，基本上有两种类型的光学干涉系统已被采用，第一种是根据麦克尔逊干涉仪原理组成的激光干涉系统，可直接用来测量被测工件表面位移。这种激光干涉系统对工件表面位移灵敏，它具有对位移平直的频率响应，对周围低噪声敏感，而且要求被检工件表面具有镜面反射特性。因此不能在工业生产现场应用。另一种为共焦法布里－珀罗干涉系统，它是建立在工件表面振动引起反射或散射光的多普勒频移的基础上，对工件表面由于超声振动引起的表面速度变化灵敏，而对环境噪声不敏感并且具有较高的灵敏度和分辨率。因此，适用于工业生产现场粗糙表面的检测。

由于激光超声的产生和检测与压电超声不同，也没有耦合剂的影响，因此在超声声速高精度测量和薄壁件测厚上也有广泛应用前景，在固体中采用激光超声可使绝对声速测量精度提高10倍，由此可提高测厚精度。通过对材料声速和厚度的精确测量，可更精确地计算出材料的弹性常数。激光超声的另一个应用是可选作为校准声发射系统的标准超声源，与目前常用的铅笔芯断裂法相比，具有频带宽、重复性好、稳定性好并可产生纵波、横波、表面波等优点。而铅笔芯断裂法是一种瞬态作用，虽能提供绝对校准，但在高频含量上受到限制，而且在断裂时产生的是单极子力而不是力偶形式。

目前，激光超声也具有一些缺点：①为了防止激光损伤工件表面，只能采用低功率密度，声振幅受到限制，因而必然影响检测灵敏度；②激光干涉系统的接收灵敏度也不如压电换能器；③设备大、成本高。

3 射线检测

3.1 概述

射线检测的基本原理是：当射线透过被检物体时，有缺陷部位（如气孔、非金属夹杂物等）与无缺陷部位对射线吸收能力不同，透过有缺陷部位的射线强度高于无缺陷部位的射线强度，因而可以通过检测透过工件后的射线强度的差异，来判断工件中是否存在缺陷。

目前国内外应用最广泛、灵敏度比较高的射线检测方法是射线照相法，采用感光胶片来检测射线强度，在X射线感光胶片上对应的有缺陷部位将因接受较多的射线，从而形成黑度较大的缺陷影像，其示意如图7.5-30所示。

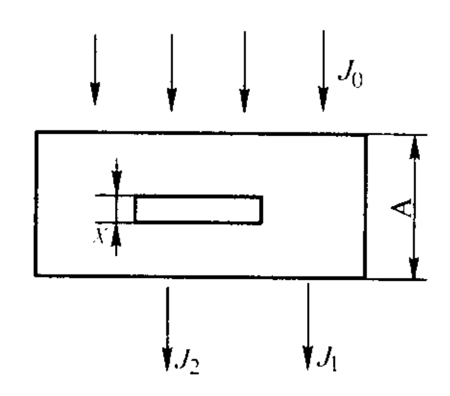


图 7.5-30 射线检测原理

射线透过无缺陷部位强度

$$J_1 = J_0 e^{-\mu A} \tag{7.5-11}$$

式中，J_1 为射线透过厚度为 A 后的强度；J_0 为射线透过工件前的强度；μ 为材料线衰减系数；A 为透过层材料厚度。

射线透过有缺陷部位强度

$$J_2 = J_0 e^{-\mu(A-x)} \tag{7.5-12}$$

式中，x 为缺陷在射线方向的厚度。

两者强度比为

$$J_2/J_1 = e^{\mu x} \tag{7.5-13}$$

可见缺陷沿射线透照方向长度越大或被透照物质线吸收系数 μ 越大，则透过有缺陷部位和无缺陷部位的射线强度差越大，感光胶片上缺陷与无缺陷部位的黑度差越大，缺陷越容易被发现。

射线检测与其他检测技术相比，具有以下优点：①检测结果显示直观；②检测结果可以长期保存；③检测技术和检验工作质量可以监测；④适于各种材料的检测，还可以检验放射性材料。它的缺点是：①检验成本较高；②射线照相对裂纹类缺陷有方向性限制；③需要考虑安全防护问题。

3.2 射线检测技术基础

3.2.1 射线的本质

射线是一种电磁波，它与无线电波、红外线、可见光、紫外线等本质相同，具有相同的传播声速，但频率与波长则不同。射线的波长短、频率高（见表7.5-12），因此它有许多与可见光不同的性质。

表 7.5-12 不同电磁波的频率与波长

电磁波种类	频率 f/Hz	在真空中的波长 λ/cm
无线电波	$10^4 \sim 3\times10^{12}$	$3\times10^6 \sim 10^{-2}$
红外线	$10^{12} \sim 3.9\times10^{14}$	$3\times10^{-2} \sim 7.7\times10^{-5}$
可见光	$3.9\times10^{14} \sim 7.5\times10^{14}$	$7.7\times10^{-54} \sim 4\times10^{-5}$
紫外线	$7.5\times10^{14} \sim 5\times10^{16}$	$4\times10^{-5} \sim 6\times10^{-7}$
X射线	$3\times10^{16} \sim 3\times10^{20}$	$10^{-6} \sim 10^{-10}$
γ射线	$\approx 3\times10^{19}$	$\approx 10^{-10}$

1）不可见，沿直线传播。
2）不带电荷，因此不受电场和磁场影响。
3）能透过可见光不能透过的物质。
4）与可见光同样有反射、干涉、绕射、折射等现象，但这些现象又与可见光有区别，如X射线只能漫反射，不能产生如可见光那样的镜面反射。
5）能使物质产生光电子。
6）能被物质吸收产生热量。
7）能使气体电离。
8）能使某些物质起光化学作用，使照相胶片感光，又能使某些物质发生荧光。
9）能产生生物效应、伤害及杀死有生命的细胞。

3.2.2 射线的种类

1）X 射线 当具有充分动能的带电质点被迅速减速时，将产生 X 射线。一般情况下，带电质点是电子，在 X 射线管的电子源（阴极）和阳极间施加高电压，加速电子，高速电子撞击到阳极靶上产生 X 射线。电子撞击阳极靶时的动能绝大部分转变为热，只有很小部分转变为 X 射线。X 射线强度随波长分布的关系称为 X 射线谱，X 射线谱由两部分组成：连续谱和特征（标识）谱。

2）α 射线 α 衰变是放射性衰变的一种方式，即产生 α 射线。α 射线的贯穿能力弱，但有很强的电离作用，与 X 射线不同，它不是电磁波，而是粒子辐射。

3）β 射线 β 衰变是放射性衰变的一种方式，即产生 β 射线。β 射线虽然穿透能力强，但它的能量很小。β 射线也是粒子辐射。

4）γ 射线 γ 射线是在放射性衰变过程中所产生的处于激发态的核，在向低能级的激发态或基态跃迁过程中产生的辐射，不同的原子核具有不同的能级结构，所以，不同的放射性元素辐射的 γ 射线具有不同的能量，其射线为线状谱。γ 射线是波长很短的电磁波，在本质上与 X 射线相同。

5）中子射线 中子是一种呈电中性的微粒子流，它不是电磁波，这种粒子流具有巨大的速度和贯穿能力。它与 X 射线和 γ 射线相比有很大的不同之处，即：它在被穿透材料中的衰减主要取决于材料对中子的俘获能力。例如对铅来说，X 射线和 γ 射线穿透时能量衰减很大，但俘获中子的能力很小。而对氢来说正好相反。一个很厚的铅罐中装有石蜡时，采用中子照相所得石蜡图像清晰；而用 X 射线照相时则什么也看不见。因此，中子照相常用于检测火药、塑料和宇航零件等。

3.2.3 射线的获得

1）X 射线的获得 在工业应用方面，X 射线是由一种特制的 X 射线管产生的，X 射线管的原理示意如图 7.5-31 所示，它是由阴极、阳极和高真空的玻璃或陶瓷外壳组成，阴极是一加热灯丝，用于发射电子。阳极靶是由耐高温的钨制成。工作时在两极之间加有高电压，从阴极灯丝发射的高速电子撞击到阳极靶上，其动能消耗于阳极材料原子的电离和激发，然后转变为热能，部分电子在原子核中受到急剧阻止，产生所谓韧致 X 射线，即连续 X 射线。

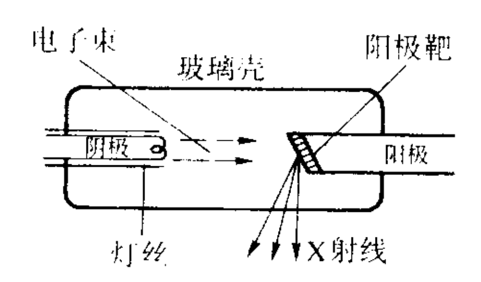


图 7.5-31 X 射线管原理图

为减少电子在飞往阳极过程中与气体粒子相碰撞损失动能，X 射线管需被抽成 $10^{-4} \sim 10^{-5}$ Pa 的真空。电子流所带动能的绝大部分（97%以上）都转化为热能传给阳极，因此阳极材料一般应选用耐高温的材料并通以冷却介质加以冷却。动能中仅一小部分（3%左右）转变为 X 射线。

阴极发射电子的数量基本上决定了从阴极飞往阳极电子流的大小（即管电流），而 X 射线的穿透能力则决定于电子从阴极飞往阳极的运动速度，它与加于两极之间的电压（即管电压）直接有关。X 射线管的管电压越高，则所产生的 X 射线穿透能力越大、波长越短。X 射线管电流与管电压对 X 射线质量的影响如图 7.5-32 所示。从图中可看出，当只改变管电流时，X 射线辐射强度只是在原有各波长下相应增加，而只改变管电压时，则除原有各波长下相应增加辐射强度外，还出现了更短波长的 X 射线。

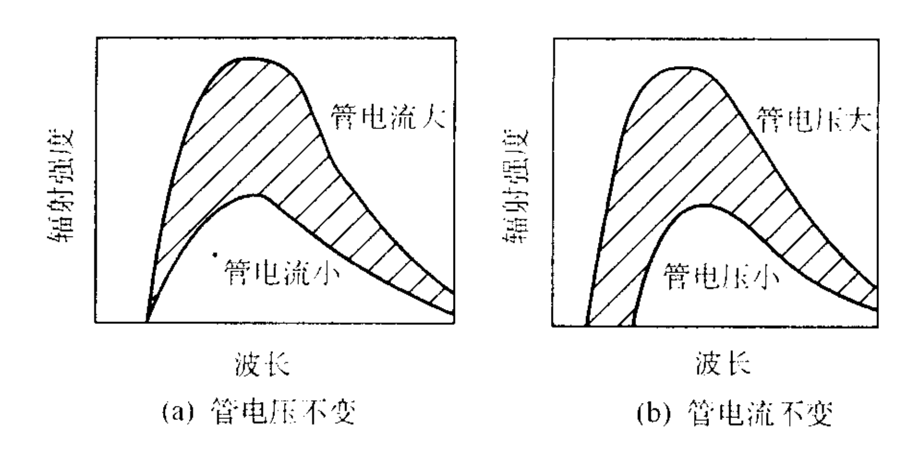


图 7.5-32 管电压与管电流对 X 射线质量的影响

X 射线管单位时间内所发出的连续 X 射线的全部能量 E 的近似公式为

$$E = \eta_0 IZU^2 \tag{7.5-14}$$

式中，η_0 为常数，$\eta_0 = 1 \times 10^{-9}$；$I$ 为管电流，A；Z 为阳极靶原子序数；U 为管电压，V。

X 射线管的转换效率 η 为

$$\eta = \frac{E}{IU} = \eta_0 ZU \tag{7.5-15}$$

其他转变为热能。由此可见，提高管电压可显著提高转换效率。

2）γ 射线的获得 γ 射线是由放射性同位素产生的，放射性同位素是一种不稳定的同位素，处于激发态，其原子核的能级高于基级，它必然要向基级转变，同时释放出 γ 射线，γ 射线的能量等于两个能级间的能量差。射线检测中所用的 γ 射线源通常是由核反应制成的人工放射源，应用较广的 γ 射线源有钴 60、铱 192、铯 137、铥 170 等。

钴 60 的获得就是将其稳定的同位素钴 59，在原子反应堆里的中子流的冲击下，被激发形成不稳定的同位素钴 60，同时释放出 γ 射线、以及少量 α 射线和 β 射线。

放射性同位素的原子核，在自发地放射出 γ 射线后能量逐渐减弱，这种现象叫做衰变。对一定的放射性同位素，其衰变速度是恒定的，各种放射性同位素都有自己特定的衰变速度，称为衰变常数 λ，它表示单位时间内衰变核的数量与尚未衰变核的数量之比

$$N = N_0 e^{-\lambda t} \tag{7.5-16}$$

式中，N 为物质在 t 时尚未衰变的原子数；N_0 为原有的物质原子数；e 为自然对数的底；λ 为物质的衰变常数。

可见放射性同位素的原子数随时间呈指数规律减少，放射性同位素以原有的 N_0 个原子因衰变而减少到 $N_0/2$ 个原子所需的时间，称为这种放射性物质的半衰期 T。$T = 0.693/\lambda$。以使用最广的钴 60 为例，它的半衰期为 5.3 年。

3）高能 X 射线的获得 普通 X 射线和 γ 射线检测，由于其能量低、穿透能力差，检测能力受到限制。此时可采用加速器产生的高能 X 射线检测。所谓高能 X 射线是指能量超过 1 000 keV 的射线，这种高能 X 射线都由加速器产生。通常认为被加速粒子的最高能量在 1 000 MeV 以上的是高能加速器，能量在 100 MeV 以下的是低能加速器，能量在 100 ~ 1 000 MeV之间的是中能加速器。

按加速器的种类可以分为电子加速器、质子加速器、重离子加速器和全离子加速器等，射线检测中应用的加速器都是电子加速器，能量在数兆电子伏到数十兆电子伏范围内，一般都在 45 MeV 以下，因此都是用低能电子加速器产生。检测对加速器的要求是束流强度大、焦点尺寸小、体积小、重量轻、成本低、操作容易、维护简单等。适合这些要求的工业无损检测用加速器主要有：电子感应加速器、电子直线加速器和电子回旋加速器。

4）中子射线的获得 中子射线检测时常根据不同用途选用不同能量的中子，如冷中子、热中子和快中子等。中子

照相主要是用热中子，中子源放射出来的快中子由于能量高，不适合照相，需经慢化后变成低能热中子，由准直器引出。

目前可供照相用的中子源有核反应堆、加速器和放射性同位素（常用的为Cf252）。最常用的是核反应堆，缺点是无法移动。Cf252源的半衰期为2.65年，利用Cf252可做成可移动式中子照相装置。另一种可移动的中子照相装置其核心是与密封管中子发生器组合在一起的慢化器，它与Cf252中子源不同之处是可以关闭，不运行时无需屏蔽。

从中子照相来说，要求中子射线强度大、射线束质量高、便宜、方便、操作灵活等。但从目前的射线源来看，射线强度大的源是核反应堆，它的投资大、笨重、无法用于生产现场。而小型加速器、中子管、同位素中子源等虽然灵巧、方便，但射线强度总的来说还不够高。

3.2.4 射线的衰减特性

射线对物质的作用理论上有12种效应，其中主要的有4种：光电效应、瑞利散射、康普顿效应和电子对生成。能量较小时，前两种效应比较重要，电子对生成效应仅当能量大于1 MeV时才开始显著。各种效应还随物质原子序数的不同而改变，原子序数低，效应弱，原子序数高，效应强。

上述几种效应造成射线能量减弱，其原因是物质对射线的吸收与散射，射线被吸收时其能量转变为其他形式，如热能，散射则使射线的传播方向改变。

（1）射线的吸收

1）光电效应　入射光量子与原子的轨道电子相互作用，把全部能量传递给这个轨道电子，获得能量的电子克服原子核的束缚成为自由电子，释放的自由电子称为光电子，这种作用过程称为光电效应。

原子中的电子处在γ射线的能量范围时，光电效应与原子序数的关系很密切，原子序数越高，光电效应越显著，光电效应与光子能量的3次方成反比，能量越高，光电效应越弱。由光电效应产生的特征X射线称为荧光X射线，产生荧光X射线的最佳条件是光子能量稍大于原子核外电子，如K层电子的结合能，能量太大就难以产生荧光X射线。

2）电子对生成　高能量的光量子与物质的原子核或电子发生相互作用时，光量子可以转化为一对正、负电子，这就是电子对生成。

当光子能量大于1.02 MeV时即产生电子对，产生电子对导致能量减弱的吸收系数与原子序数的平方成正比，而当光子能量小于1.02 MeV时则不会产生电子对，因此电子对效应主要发生在高能射线上。

（2）射线的散射

1）康普顿散射　康普顿散射是入射光量子与原子外层轨道电子或自由电子发生的碰撞过程。在康普顿散射过程中，入射光量子的一部分能量传递给电子，使电子从原子的电子轨道飞出，这种电子称为反冲电子；同时，入射光量子的能量减少，成为散射光量子，并偏离了入射光量子的传播方向。

康普顿效应发生的可能性与入射光量子的能量和物质的原子序数相关，原子序数低的元素康普顿效应发生的可能性很高；对中等能量的光量子，康普顿效应对各种元素都是主要的作用。

2）瑞利散射　瑞利散射是光量子与被原子紧密束缚的电子的相互作用过程产生的散射。光量子被电子吸收，电子进入高能态，随着电子回到初始态，发射出与入射光量子相同能量的次级光量子，这是一个弹性过程。实际上，这个过程可看作光量子与原子整体的相互作用过程。

瑞利散射发生的可能性与物质的原子序数和入射光量子的能量相关，约与原子序数的平方成正比，并随入射光量子的增大而急剧减小。

上述四种效应随光子能量的变化其相互关系如图7.5-33所示（τ—光电效应吸收系数，σ_c—康普顿效应散射系数，σ_T—瑞利散射系数，k—电子对效应吸收系数），被作用物质为铁，当光子能量为10 keV时，光电效应占优势，随光子能量增加，光电效应逐渐减少，而康普顿效应逐渐加大；100 keV左右时两者相等，此时瑞利散射应最大，但其发生率也不满10%；1 MeV左右时，X射线衰减基本上都是由康普顿效应造成，超过此点，电子对效应逐步变大；10 MeV左右时，电子对效应与康普顿效应作用程度相同；大于10 MeV时，电子对效应为主。

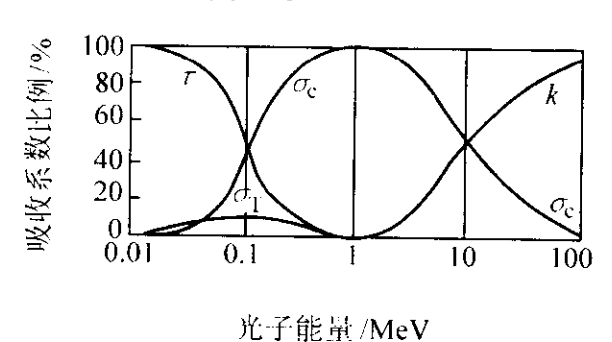


图7.5-33　随光子能量变化四种效应间关系

从图7.5-34可知，在射线能量较低的范围内，散乱射线主要是由瑞利散射产生的，而在射线能量较高的范围内，散乱射线主要由康普顿效应产生。因此，对一般射线检测来说，康普顿效应是主要的。

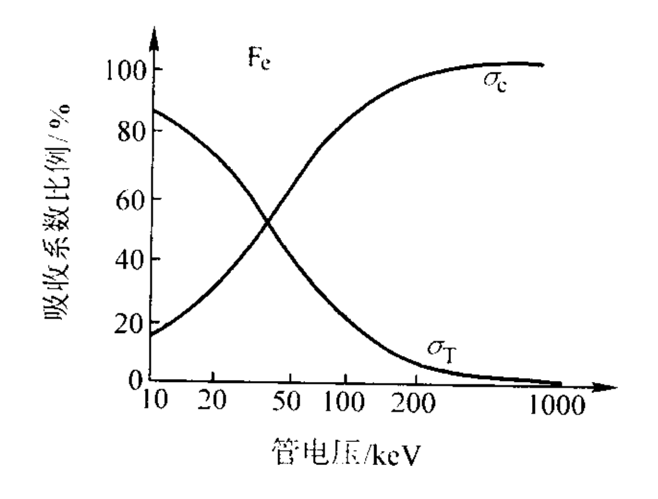


图7.5-34　康普顿散射与瑞利散射的比率（铁）

3.3 X射线检测方法

X射线照相能够得到工件内部的二维图像，但是由于几何关系，二维投影像不可能完全真实地反映工件内部真实的缺陷形状和大小。这是由于焦点、焦距和缺陷位置等原因的影响，有可能产生放大、畸变、重叠、半影等情况，必须根据实际情况作出恰当的判断。

3.3.1 X射线机

工业射线照相探伤中使用的低能X射线机主要由四部分组成：X射线管、高压发生器、冷却系统、控制系统。

1）X射线管　X射线管是X射线机的核心器件，它是一个高真空器件，管内的真空度应达到$1.33\times(10^{-3}\sim10^{-5})$ Pa。一台X射线探伤机的优劣主要是看其X射线管的技术性能，如穿透能力、透照清晰度、使用寿命等，这些都直接与X射线管的质量有关。

X射线管的阴极起着发射电子和聚焦电子的作用。它由发射电子的钨丝和聚焦电子的凹面阴极头组成。X射线管内阳极焦点的形成取决于阴极的形状，因此阴极头的形状、大小、凹面直径、深度、灯丝直径和位置都对X射线焦点的形状和大小有直接影响。钨丝的温度决定于加热电流强度，在不同加热电流下X射线管有不同的保护电流，也就是说把从阴极发射出的所有电子都吸引到阳极上需要足够的阳极

电压。当达到一定管电压而管电流不再增加时，称为饱和电流。饱和电流越大，则要求的管电压越大。

X射线管的焦点是决定X射线管光学特性好坏的重要标志，焦点大小直接影响探伤灵敏度。由于多数X射线管的阴极形状是线焦点，在阳极靶面上呈长方形，X射线就是从这个长方形射线源产生，如图7.5-35所示，这就是实际焦点。当靶面与X射线管轴线的垂直线之间倾斜20°时，其有效焦点面积约为实际焦点面积的1/3。

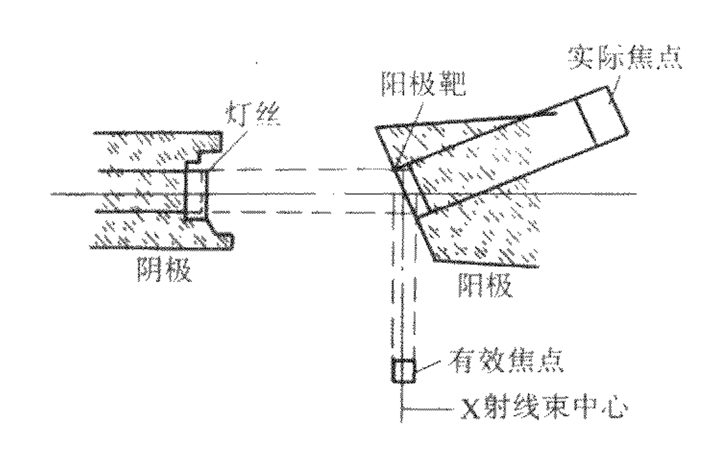


图 7.5-35 实际焦点和有效焦点

X射线照相灵敏度直接与有效焦点有关，实际焦点面积对散热有利，有效焦点面积小对透照灵敏度有利。一般所说的X射线管焦点是指有效焦点。常用的有效焦点尺寸为毫米（mm）级，这样大小的焦点尺寸已能满足一般探伤灵敏度要求。

2）高压变压器和灯丝变压器　其分别提供X射线管的加速电压－阳极和阴极之间的电位差和X射线管的灯丝电压。高压变压器、高压整流管、灯丝变压器，它们共同装在一个机壳中，里面充满了耐高压的绝缘介质。

3）冷却系统　低能X射线机只能将电子能量的1%左右转换为X射线，99%左右的能量在阳极靶上转换为热量，因此，X射线机必须有良好的冷却系统。

X射线机采用的冷却方式粗略地可分为三种：油循环冷却、水循环冷却和辐射散热冷却。油循环冷却时，冷却油从油箱泵入X射线管的阳极端，从阴极端离开，带走热量，返回油箱。水循环冷却时，采用循环水直接进入X射线管的阳极空腔，水流出时带走热量，这种冷却方式只能用于阳极接地电路的情况。辐射散热冷却时，依靠在管头中的高压绝缘介质的温差辐射和阳极端散热器的辐射散热冷却。

4）控制系统　X射线机的控制系统主要包括：高压电路、低压电路、控制与保护装置等，某些X射线机还有曝光参数测量、自动调整、存储等部分。

X射线机按其结构形式大致可分为两大类：移动式X射线机和携带式X射线机。对于移动式X射线机，X射线管放在充满冷却绝缘油的管头内，高压发生器用油浸在高压柜内，X射线管用强制循环油冷却，这种探伤机体积和重量都比较大，适用于固定场所。对于携带式X射线机，X射线管和高压发生器放在一起，没有高压电缆和整流装置，因此体积小、重量轻，适用于流动性检验或对大型设备的现场探伤。同时，X射线机也可按射线束辐射方向分为定向辐射和周向辐射两种。

一般选择X射线机都要考虑其穿透能力、可搬动性、X射线管焦点大小、管电流大小、X射线束形状等。X射线穿透能力取决于X射线的能量或波长，管电压越高则射线穿透能力越强，其关系如图7.5-36所示。图7.5-37为工业探伤中使用的X射线机。

3.3.2 像质计和几何不清晰度

1）灵敏度和像质计　射线照相灵敏度是指在射线透照的底片上所能发现的工件中沿射线穿透方向上最小缺陷的尺寸，称为绝对灵敏度。由于射线照相时，不同厚度的工件所能发现缺陷的最小尺寸不同，比较薄的工件容易发现细小缺陷，比较厚的工件则只能发现尺寸稍大一些的缺陷。因此，采用绝对灵敏度往往不能反映不同厚度工件的透照质量。用所能发现的最小缺陷尺寸占被透照工件厚度的百分比表示，则更能反映不同厚度工件的透照质量，这称为相对灵敏度或百分比灵敏度。目前一般所说的射线照相灵敏度都是指相对灵敏度。

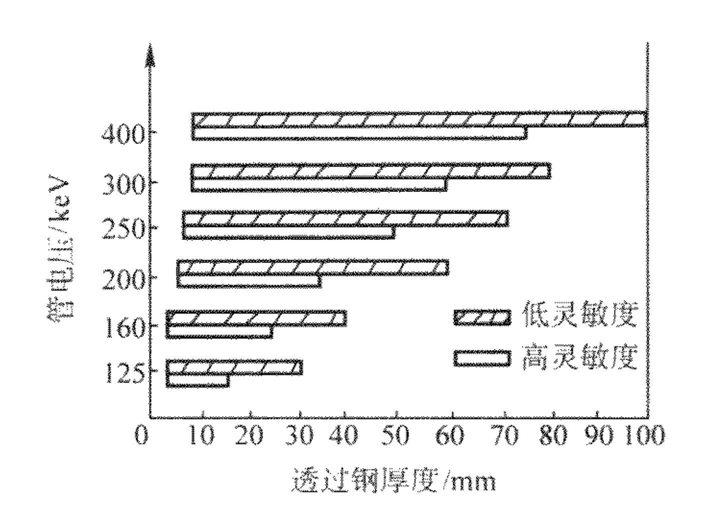
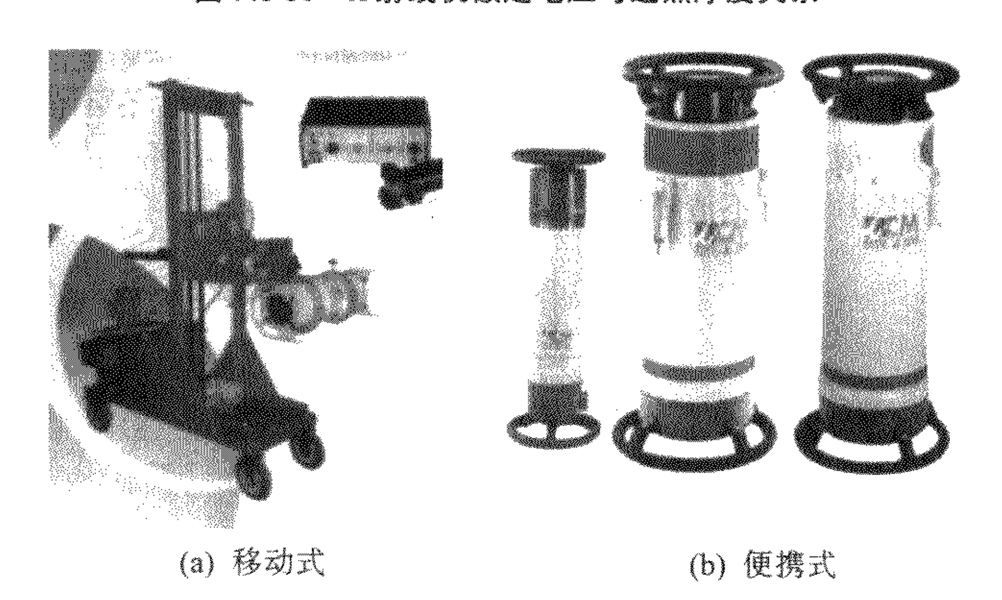


图 7.5-36 X射线机额定电压与透照厚度关系



(a) 移动式　(b) 便携式

图 7.5-37 工业用X射线机

但在射线照相前，被透照工件中所能发现的最小缺陷尺寸是无法知道的，一般采用带有人工缺陷的像质计来确定透照灵敏度。像质计的材质应与被透照工件相同，目前国内采用的主要是金属丝像质计。金属丝像质计是以一系列直径不同的金属丝所组成，如图7.5-38所示，一组金属丝压在塑料薄膜或薄橡胶膜内成一整体，由于金属丝像质计上每根金属丝直径都不同，可利用在底片上显示金属丝的粗细来评价透照质量。

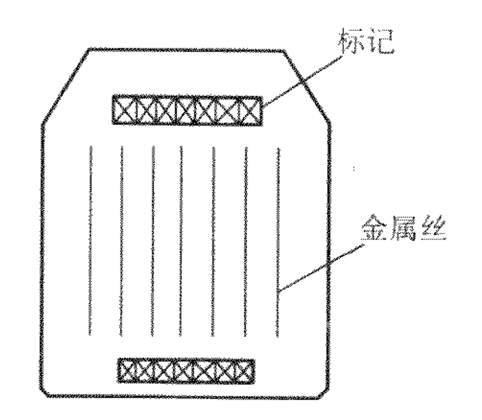


图 7.5-38 金属丝像质计

采用金属丝像质计时，透照灵敏度按下式计算：

$$底片灵敏度=\frac{底片上观察到最细金属丝直径}{透照部位最大厚度}\times 100\% \quad (7.5\text{-}17)$$

一般要求灵敏度小于或等于2%，要求高的在一定厚度范围内要达到1%。

像质计必须按标准规定使用，使用方法不当则不能正确反映透照灵敏度，除了必须选用种类正确、规格符合要求外，还要求像质计摆放位置正确、数量足够。像质计一定要放在工件靠近射线源的表面上，还应放在接近胶片的一端，而不是在胶片中心。每张底片原则上都必须有像质计，因为没有像质计的底片无法确定它是否合格，不能进行缺陷评定。

2）几何不清晰度　不清晰度描述的是影像边界扩展的程度，如图7.5-39所示，当透照一锐利的垂直的金属物体边界时，得到影像的边界的黑度分布不是阶跃形式，而是逐渐从一个黑度过渡到另一个黑度。这个缓慢变化区的宽度即是射线照相的不清晰度，一般记为 U，它造成了射线照片上影像边界的扩展。对工业射线照相，产生不清晰度的原因有几何不清晰度、胶片固有不清晰度，此外还有屏不清晰度和运动不清晰度。几何不清晰度一般记为 U_g，胶片固有不清晰度一般记为 U_i。对于常规射线照相，只考虑几何不清晰度和胶片固有不清晰度。

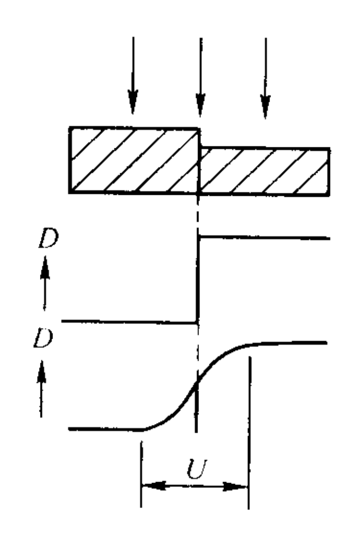


图7.5-39　射线照相的不清晰度

几何不清晰度产生于射线源总是具有一定的尺寸。当透照一定厚度的物体时，按照几何投影（射线直线传播）成像原理，所成的像总要有一定的半影区，这就是几何不清晰度。图7.5-40是几何不清晰度形成的示意图，几何不清晰度的计算公式为

$$U_g = \frac{dF}{F-\delta} \tag{7.5-18}$$

式中，d 为射线源焦点尺寸；F 为焦距，即射线源至胶片的距离；δ 为工件的厚度。

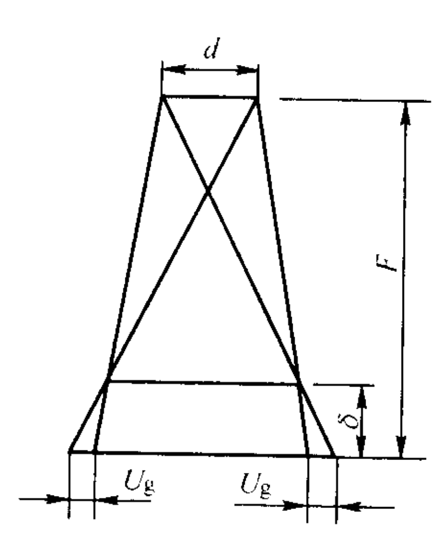


图7.5-40　射线照相的几何不清晰度

几何不清晰度将会降低底片灵敏度，妨碍对缺陷的观察和识别。工程应用中，常用射线源至工件表面的距离为焦距。从上式可知，欲减少半影宽度，当被检厚度一定时主要决定因素是射线源和透照时采用焦距的大小。射线源越小、焦距越大时，半影 U_g 就越小。但焦距越大，曝光时间的增长既降低了检测效率又增加了散射线。因此选择焦距大小时，不但考虑几何不清晰度的要求，也要考虑曝光时间不能太长，这是规范设计时必须综合考虑的因素。

胶片固有不清晰度是由于入射到胶片的射线，在乳剂层中激发的次级电子的散射产生的，它的大小决定于次级电子在乳剂层中能量损失的过程，因此胶片固有不清晰度决定于射线的能量。

3.3.3　增感屏与胶片的选择

1）增感屏　射线胶片吸收入射射线的能量很少，一般仅为1%左右，为了更好地吸收射线的能量，缩短曝光时间，常使用增感屏与胶片一起进行射线照相，利用增感屏吸收一部分射线能量，增加胶片的感光量，达到缩短曝光时间的目的。

某些盐类物质在射线的作用下可以发射荧光，金属在射线作用下可以辐射电子，荧光和电子都具有使射线胶片感光的作用，增感屏就是将这类物质涂布在支持物上或将金属箔粘接在支持物上制成的屏。描述增感屏增感性能的主要指标是增感系数，它定义为射线照片达到一定黑度不用增感屏时所需的曝光量与使用增感屏时所需的曝光量之比。增感屏主要有三种类型：金属增感屏、荧光增感屏和金属荧光增感屏。

金属增感屏的增感作用主要是射线对屏照射后能产生二次电子和金属标识X射线，它们将增加胶片感光。金属增感屏的增感因数为2～7。虽然它的增感因数不高，但由于它能吸收一部分干扰影像的散乱射线，因此可获得较高清晰度和灵敏度的照相底片。常用的金属增感屏是铅。

荧光增感屏常用的荧光物质是钨酸钙。影响钨酸钙增感屏的增感因数是荧光物质的晶粒度大小，晶粒越大，增感作用越强。荧光增感屏的增感因数大致为10～60。

进行射线照相时应根据工件的特点、质量要求、透照条件正确选用增感屏，不同厚度的金属增感屏适于不同能量的射线，表7.5-13列出了常用金属增感屏的规格和它们适用的能量。

表7.5-13　常用金属增感屏材料与厚度

射线能量	增感屏材料	前屏厚度/mm	后屏厚度/mm
X射线 80～120 kV	铅	0.02～0.04	≥0.1
X射线 120～250 kV	铅	0.025～0.05	≥0.1
X射线 250～400 kV	铅	0.05～0.15	≥0.1
X射线 1 MV	铅	1.5～2.0	≥1.0
X射线 5～10 MV	铜	1.5～2.0	≥1.5～2.0
X射线 15～31 MV	钼或钨	1.0～1.5	无
γ射线 Ir～192	铅	0.05～0.15	≥0.15
γ射线 Cs～137	铅	0.05～0.15	≥0.15
γ射线 Co～60	铜或钢	0.25～0.7	≥0.25～1.0

2）胶片　在工业射线照相中使用的胶片主要有两种类型：增感型胶片和非增感型胶片（直接型胶片）。增感型胶片适用与荧光增感屏一起使用，非增感型胶片适用与金属增感屏一起使用或不用增感屏直接使用。射线胶片按照感光特性可以分为不同的类别，按照胶片感光特性的梯度、感光度、粒度，将胶片分为四类，即GⅠ、GⅡ、GⅢ、GⅣ类。在射线照相中应按照胶片的特点、被检验物体的特性、检验的要求选用胶片。表7.5-14列举了各类胶片一般的适用范围。

表7.5-14　各类胶片的适用范围

类别	主要应用范围
GⅠ	电子元器件；结构照相；薄壁焊件；复合材料；非金属材料
GⅡ	电子元器件；轻金属焊件、铸件；钢焊件
GⅢ	钢焊件、铸件；轻金属厚铸件
GⅣ	厚壁钢焊件、铸件

胶片的暗室处理是射线照相最后一个过程，包括显影、中间冲洗、定影、水洗和烘干。胶片经暗室处理后，就可得到具有黑色影像的底片，这个影像是由不同的黑色金属银所组成。底片上金属银密度越大则透光率越低，看上去越黑。可见光透过底片的程度也反映了底片黑的程度，底片越黑，可见光透过率越小，用透过率 T 的倒数的常用对数来表示底片上各点黑化的程度，称为底片黑度 D。

$$D=\lg\frac{1}{T}=\lg\frac{I_0}{I} \tag{7.5-19}$$

式中，I_0 为原有可见光强度；I 为透过底片后可见光强度。

黑度 $D=1$ 的意义就是1/10的光线被透过。底片黑度主要与射线照相时的曝光量有关，曝光量越大时底片黑度越大，但两者之间不是简单的递增关系，它们的关系如图7.5-41所示，通常称为胶片的特性曲线，主要用来评价胶片的感光度、对比度和灰雾度等特性。

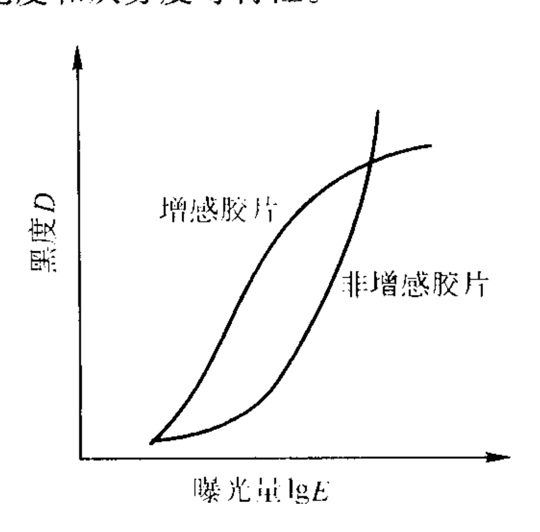


图7.5-41 X射线胶片的特性曲线

3.3.4 散乱射线的遮蔽和曝光曲线

1）散乱射线的遮蔽　实际检测中，照射到胶片上的射线不仅是有用的透过线，还有一些散乱射线也使胶片曝光。由于散乱射线的曝光会使底片增加黑度，降低衬度，从而降低了底片的质量和灵敏度，因此在射线照相中应尽可能遮蔽有害的散乱射线。

首先，在一般情况下，胶片应尽可能与工件贴紧，这不仅可以提高影像清晰度，而且可以减少前方和侧面散乱射线的照射。其次，常用铅板来遮蔽散乱射线，透照时应用铅板（铅板厚度视透照电压而定）将间隙和侧壁挡好。另外，应采用铅窗口、光栏或圆锥铅筒控制射线源放出的射线束，减少照射范围，使X射线尽可能只照射在被透照位置上，以减少乱反射的影响。

2）曝光曲线　曝光曲线是反映被检工件厚度、X射线管电压与曝光量（为X射线管电流与曝光时间的乘积）三者之间关系（见图7.5-42）。根据曝光曲线可以针对不同厚度工件选用不同的管电压、管电流和透照时间进行透照，以保证底片质量。

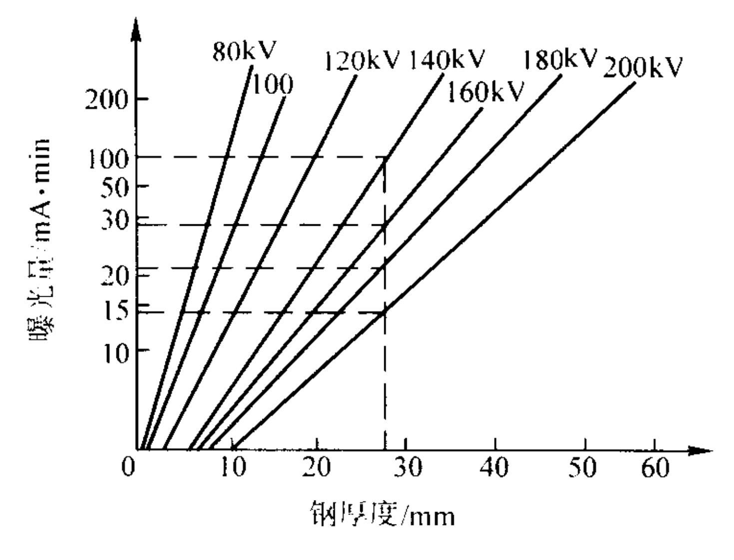


图7.5-42 曝光曲线应用示意图

应用曝光曲线时，首先要测量被检工件的厚度，然后在曝光曲线上由相应点找到该工件所需的曝光量。考虑到底片的清晰度，应选取电压比较低的曝光量，然后根据所选X射线机的最大电流获得应采用的曝光时间。一条曝光曲线一般仅适用于一定条件，因此当条件改变时，就需另外制作曝光曲线。制作曝光曲线时应固定一些影响底片黑度和灵敏度的其他因素，如X射线机型号、胶片类型、增感屏类型、显影液和定影液种类、显影和定影的时间和温度、透照距离以及被检工件材质等。

3.3.5 暗室处理

暗室处理的基本过程包括：显影、停显（或中间水洗）、定影、水洗和干燥。暗室处理方法可分成自动处理和手工处理二类。自动处理采用胶片自动处理机和特殊的专用显影液、定影液配方。在自动洗片机里，采用辊子作为传送装置，使胶片循序通过显影、定影、水洗、干燥过程，完成上述全过程处理的时间约为7～14 min或更短些。

1）显影　显影过程在本质上是一个还原过程，在显影过程中胶片乳剂层中已经感光的乳化银微粒，在显影液的作用下，银离子被还原成金属银原子，卤素离子生成可溶于水的卤化物，胶片乳剂层中的潜影转变成由金属银构成的可见影像。

影响显影过程的因素主要有：显影的温度与时间、显影液的老化程度、显影操作。一般显影液的显影温度为18～20℃。正常的显影时间一般是4～6 min，它是综合考虑显影时间的影响确定的。

2）停影　显影过程完成以后，为了立即中止显影液的作用，应进行停影处理，即把从显影液中取出的胶片转移至停显液中，使胶片表面和乳化层中残留的显影液与停显液发生相互作用，停止显影作用。

3）定影　定影过程是将未感光的卤化银从乳剂层中溶解掉，使显影形成的影像固定下来。在定影过程中定影液与卤化银发生化学反应，生成溶于水的络合物，但对已还原的金属银不发生作用。

影响定影过程的因素主要有：定影的温度与时间、定影液的老化程度、定影操作。定影温度常控制在16～24℃。

4）水洗与干燥　定影以后在胶片的表面和内部都吸附着硫代硫酸钠和银的络合物，如果它们留在射线照片中，银的络合物会很快分解，硫代硫酸钠会缓慢地与空气中的水分、二氧化碳进行反应，最终产生棕黄色的硫化物，导致在射线照片上出现斑点，使射线照片变黄。水洗就是为了清除这些有害物质，使射线照片具有稳定的质量。

水洗的质量决定于水洗的温度、时间、方式。水洗温度一般控制在16～22℃，水洗时间一般需要30 min。对水洗水的主要要求是：杂质少、硬度低。

3.3.6 评片

1）底片评定　射线检测是从射线照相底片来辨别工件有无缺陷、说明缺陷的性质、解释缺陷存在的情况、推测缺陷可能发展的趋势等，同时根据对被检工件要求的高低来决定其是否合格。因此，在对射线底片缺陷评定时，要多了解被检工件的生产过程、缺陷的生成原因以及做些实际解剖观察工作，有时还需配合其他试验才能得出正确的结论。

2）缺陷识别　一般可从三个方面对射线照片上的影像进行分析、判断：影像的几何形状、影像的黑度分析和影像的位置。

铸件中常见的内部缺陷可分为孔洞类缺陷（气孔，针孔，缩松，疏松）、裂纹类缺陷（冷裂纹，热裂纹，白点，冷隔）、夹杂类缺陷（夹杂物，夹渣，砂眼）、成分类缺陷（偏析）。表7.5-15是主要缺陷在射线底片上其影像的特点。

表 7.5-15 铸件主要内部缺陷与特点

缺陷类型	常见缺陷	影像的主要特点
缩孔类	缩孔	形状不规则，黑度大，轮廓清晰
	纤维状缩孔	树枝状，黑度大
	海绵状缩孔	云雾状，轮廓不清晰
	层状疏松	（镁合金中出现）条纹状，轮廓不清晰
	疏松	细网纹或模糊暗斑
气孔类	气孔	孤立或成群的圆形、椭圆形、梨形暗斑，轮廓光滑，黑度较大
	针孔	均匀散布的细小点状暗斑
裂纹类	热裂纹	不规则的暗线，常为波折状，可分叉
	冷裂纹	平滑直线状或弯曲平滑线状
夹杂类	夹杂	在一定范围分布的小颗粒状或片状影像，轮廓比较清晰
	砂眼	影像整体可不规则，黑度具有颗粒状特征

3）常见伪缺陷识别　由于暗室操作不当、射线照相透照操作不当或胶片本身质量存在的问题，在射线照片上可能产生一些非缺陷的影像，常简称为伪缺陷。表 7.5-16 是射线照片上常见的主要伪缺陷。

表 7.5-16 射线照片上常见的主要伪缺陷

类型	产生原因	常见形态	在射线照片上显示的特点
擦痕	胶片在操作时受到划伤	线状斑纹	清晰的线状条纹
静电斑纹	胶片与物体摩擦产生静电感光	点状斑点 冠状斑点 枝状斑点	分散或间断的暗点 带有枝状暗线的暗斑 树枝状暗线
压力斑纹	胶片局部受到挤压或弯折	月牙状斑点	高黑度或低黑度月牙状斑纹
水迹斑纹	水洗不足或干燥环境不清洁	片状斑纹	模糊的形状不规则的暗斑
显影条纹	显影速度较快搅拌作用不良	条纹	模糊的条纹状暗斑
冲洗条纹	水洗或停显处理不当	条纹	模糊的条纹状暗斑
增感屏斑纹	增感屏的损坏、污染或夹带异物，使增感屏局部的增感性能改变	线、点等	黑度或高或低的线、点等
显影斑点	显影前胶片溅上显影液	点状斑纹	高黑度圆形斑点
定影斑点	显影前胶片溅上定影液	点状斑纹	低黑度（透明）圆形斑点
温差网纹	暗室处理的相继过程之间，温差过大造成乳剂层破裂	网状斑纹	网状条纹

3.4 铸件的射线检测

3.4.1 铸铁件的检测

射线检测对结构形状比较简单的铸铁件，一般是可以应用的，但对于结构形状复杂和变截面的铸件，除非采取特殊措施和使用相应的射线设备，才能进行透照拍片。对于大型铸铁件，只对重要部位进行透照拍片，但是这也经常与验证铸造工艺、改进设计的需要联系在一起。

1）灰铸铁件的检测　对于气孔缺陷，使用射线照相检测方法最好，检出的灵敏度高；对于夹杂物，可以用射线照相、超声或涡流等方法进行检测，但射线照相法最为直观、可靠。

2）可锻铸铁件的检测　对于团絮石墨可锻铸铁件，最好用射线照相方法检测，因为铸件的壁厚不大，但对于形状复杂的铸件及内部裂纹检查则很困难。

3）球墨铸铁件的检测　对于内部缺陷，可用超声或射线照相检测，必要时这两种方法结合使用，但是射线照相方法对大截面（厚度大于 100 mm）的球墨铸铁件的检测、应用有限，主要因为有球状石墨的存在，透照后评片困难。

3.4.2 铝合金铸件的检测

铝铸件内部缺陷最直观、最有效的检测方法是射线检测。它可以检出铝铸件中内部的缩孔、缩松、气孔、裂纹、冷隔、偏芯和夹杂等缺陷。另外，要注意铝铸件的密度相当低，因此在同样厚度的情况下，射线透过铝铸件所需的功率约为钢的 1/3 即可。

射线检测的方法基本上有两种，即射线照相法和射线实时成像法。射线照相法是目前用得最普遍的方法；射线实时成像法如 X 射线工业电视系统，也有不少厂家使用。这两种方法都适合铝铸件，采用射线实时成像法是非常合适的，可以大大地提高检测效率。但是不管采用哪一种方法，都要注意到铝铸件与缺陷的密度差异。对于孔洞类缺陷，如缩孔、气孔等之类，在铝铸件的射线照相的底片上，比基体金属的完好区显得黑一些，而在荧光屏上则显得亮一些；而夹杂物，如铝的氧化物夹杂，由于其密度比基体金属大，因此则相反，在底片上显得白一些，而在荧光屏上则显得黑一些。

3.4.3 铜和铜合金铸件的检测

铜和铜合金铸件的铸造晶粒，一般都相当粗大。但是加入 Fe、Ti 可以细化晶粒，改善力学性能。

铜和铜合金铸件表面的检测，常用的方法是目视检测、液体渗透检测、射线照相、超声检测、电导试验等。检查内部缺陷最直观的方法是射线照相，它可以检查出缩孔、气孔、缩松、夹杂物等缺陷。

3.4.4 钛和钛合金铸件的检测

钛合金铸件的无损检测，均需按照 GB/T 6614—1994（钛及钛合金铸件）标准中有关无损检测条文的原则去进行。对于内部质量，检查的手段是使用 X 射线照相技术。使用的标准是 GB/T 5677—1985《钢铸件 X 射线照相及底片分类方法》。

总之，对于铸件的射线检测方法主要有：射线照相、透视荧光法、工业电视显示等，见表 7.5-17。

表 7.5-17 射线种类和适用条件

射线种类	射线的量子能量		适用铸件壁厚/mm		灵敏度最佳时的铸钢件壁厚/mm
	最高管电压/kV	最高能量/MeV	最小	最大	
X 射线	110		2.2	21	8.3
	120		2.4	31	11.1

续表 7.5-17

射线种类	射线的量子能量		适用铸件壁厚/mm		灵敏度最佳时的铸钢件壁厚/mm
	最高管电压/kV	最高能量/MeV	最小	最大	
X 射线	140		2.6	43	14.5
	160		3.0	60	18.6
	180		3.8	70	22.7
	200		5.3	78	27.0
	250		8.7	95	36.2
	300		11.0	110	43.1
	350		13.2	124	49.5
	400		14.6	136	54.3
	高能加速器	1	23.0	220	88.0
		4	36.0	470	169
		5	38.0	525	185
		12	41.2	620	213
γ 射线	射线源				
	Ir192		18.0	170	61
	Cs137		25.5	221	86
	Co 60		37.0	252	116

3.5　γ 射线检测方法

γ 射线很早就被用于探伤，由于放射性同位素具有轻便、经济、穿透力强以及射线源可伸入窄小部位透照等特点，得到了应用。

γ 射线检测的优点是：①由于它不用电，在野外和施工现场作业很方便；②γ 射线源可以用传输管伸入到工件狭窄部位去照相，还可以在高温、高压或磁场的情况下探伤；③ γ 射线能量大，用比较小的装置就可检测厚度达 300 mm 的钢板。

但 γ 射线检测也具有以下缺点：①半衰期短的 γ 射线源更换频繁；②要求严格的射线防护；③发现缺陷的灵敏度略低于 X 射线检测。

3.5.1　γ 射线设备及常用 γ 射线源

不同的 γ 射线设备具有不同的设计，但大体上都是由四部分组成：射线源、源容器、输源机构、控制机构。图 7.5-43 是两种典型的 γ 射线设备的结构示意图。γ 射线源是将一定形状和尺寸的放射性同位素密封在金属外壳中，防止放射性同位素散失。金属外壳常用不锈钢制作，其结构在一定的温度、压力、振动、冲击等的作用下必须不发生损坏，不会导致放射性同位素外泄。源容器是 γ 射线源的存储装置，在不曝光时 γ 射线源被收回置于源容器中，源容器上一般都设计有一套安全联锁机构，保证 γ 射线源安全地送出和收回，避免意外事故。为了保证 γ 射线设备的安全、可靠，整个 γ 射线设备都要经过严格的检验。

在工业射线照相检测中常用的 γ 射线源是：Co60、Cs137、Ir192、Tm170，Se75 是近年新引入的重要源，它们的主要特性见表 7.5-18。

3.5.2　γ 射线检测

为了保证射线照相的底片质量，有关标准中对 γ 射线机的选择规定了它的适用厚度（见表 7.5-19）。由于它的能量很高，而且不能像普通 X 射线机可以调节，需特别注意它的下限值。

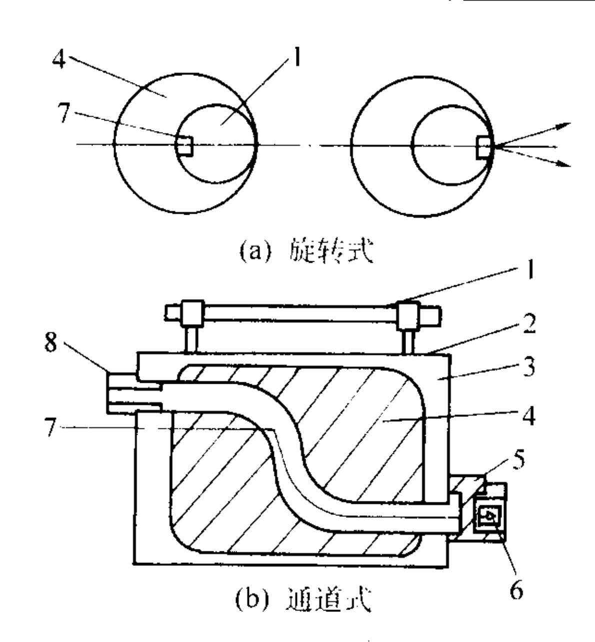


图 7.5-43　典型 γ 射线设备结构示意图

1—提手；2—外壳；3—聚氨酯填料；4—屏蔽层；5—密封盒；6—接插器；7—γ 线源；8—连接器

表 7.5-18　常用 γ 射线源的特性

γ 射线源	Co60	Cs137	Ir192	Tm170	Se75
密度/$g\cdot cm^{-3}$	8.9	3.5	22.4	4.0	
主要 γ 射线能量/MeV	1.17、1.33	0.66	0.30、0.31、0.32、0.47	0.052、0.084	0.18 ~ 0.4
半衰期	5.3 年	33 年	74 天	128 天	120 天
透照厚度/mm（钢）	40 ~ 200	25 ~ 90	20 ~ 100	≤5	10 ~ 40

表 7.5-19　不同 γ 射线机的适用检测厚度

射线源	工件厚度/mm		
	A 级	AB 级	B 级
Ir192	20 ~ 100	30 ~ 95	40 ~ 90
Co60	40 ~ 200	50 ~ 175	60 ~ 150

当钢材厚度小于 25 mm 时，Ir192 的透照灵敏度与400 kV X 射线机的透照灵敏度接近。Ir192 是多能谱能量低的射线，波长较大，容易被工件吸收，工件厚度大于70 mm后，黑度梯度缓慢下降，所以 Ir192 的最佳灵敏度所对应的透照厚度是 20 ~ 70 mm。对 Co60 来说，它的最佳灵敏度对应的透照厚度是 50 ~ 200 mm。

图 7.5-44 是 γ 射线的曝光曲线，它是以黑度为参数，给出曝光因子与透照厚度的关系曲线。γ 射线源的强度随时间不断减弱，因此在使用 γ 射线的曝光曲线时，必须知道 γ 射线源当时的强度。

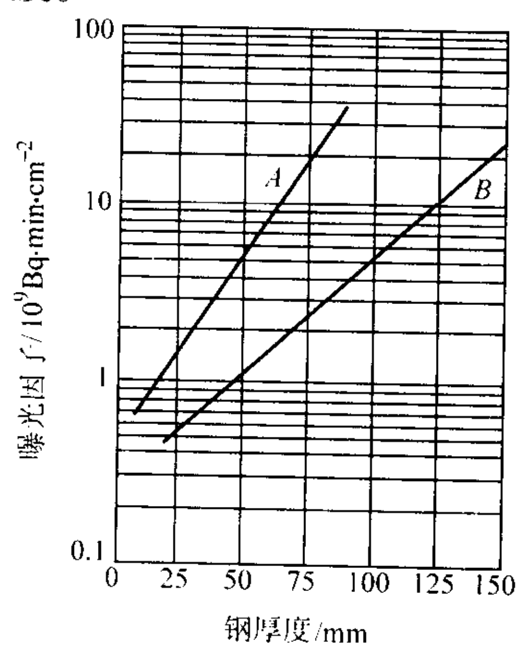


图 7.5-44　典型 γ 射线曝光曲线

A—Ir-192；*B*—Co60

除最常用的γ射线照相法外，也可采用其他仪器来代替胶片获得透过工件后的γ射线信息，例如γ射线透射计、背散射计、中子计和X射线发射计等。

3.6 高能射线检测方法

普通X射线和γ射线检测，由于其能量低、穿透能力差，检测能力受到限制。超过100 mm厚的钢板不能用X射线检测，超过300 mm厚的钢板用γ射线检测也有困难。此时可采用高能射线进行检测。

在工业射线照相检测中产生更高能量射线一般采用加速器，利用加速器加速带电粒子，通过韧致辐射产生X射线。射线检测中采用的加速器都是电子加速器，能量在几到几十兆电子伏范围内，一般都在45 MeV以下，因此都用低能电子加速器产生。检测对加速器的要求是束流强度大、焦点尺寸小、体积小、重量轻、成本低、操作容易、维护简单等，适合这些要求的工业无损检测用加速器主要有：电子直线加速器、电子感应加速器和电子回旋加速器。

1）电子直线加速器 采用电磁场加速电子，按所采用的电磁场形式把电子直线加速器分为行波电子直线加速器和驻波电子直线加速器。行波电子直线加速器利用波导管中的行波电磁场加速电子，电子以一定初速注入加速管，与行波电场同步，从电磁场中获得能量，加速到所需能量。驻波电子直线加速器利用谐振腔中的驻波电磁场加速电子，在谐振腔中存在较强的轴向电场分量，不断供给电子能量，使电子加速。

电子直线加速器具有辐射损失小、束流强度大的优点，可检测的钢件，最大的厚度达600 mm，它的剂量率高，一般可达几百到几千伦琴，因此检测速度快、效率高。它的主要缺点是焦点尺寸比较大。

2）电子感应加速器 利用导向磁场约束电子，使电子作回旋运动，利用电磁感应产生的涡旋电场加速电子，电子沿圆形轨道运动，进行加速。当加速结束时电子脱离圆形轨道，撞击在靶上，产生X射线。

电子感应加速器结构最简单，造价比较低，能量范围比较宽。在工业无损检测中常用能量为15～23 MeV之间的电子感应加速器，可检测厚度为50～500 mm厚的钢件，射线束焦点尺寸小，近似为点光源，因而检测灵敏度高。其最大缺点是束流强度低。

3）电子回旋加速器 是利用导向磁场，使电子沿具有公切点的逐渐加大的圆运动，多次通过高频电场不断加速。当电子被加速到所需的能量时，从圆周轨道将电子引出，它撞击在靶上产生X射线。它的结构紧凑、简单，能量均匀度好，束流强度和X射线强度仅次于电子直线加速器，它可用较小的微波功率获得较高的能量。

无损检测用加速器的性能归纳于表7.5-20中。

表7.5-20 无损检测用加速器的性能特点

类　型	能量/MeV	X射线输出量 R/min·m	焦点/mm	检测厚度/mm（钢）	相对灵敏度/%
电子直线加速器	2～15	100～15 000	<ϕ2	50～600	0.6～1.5
电子感应加速器	4～50	1～800	0.1×0.3	50～500	0.5～1.0
电子回旋加速器	4～25	30～8 000	<ϕ2	50～600	0.8～1.5

与一般X射线相比，高能X射线的照相质量更容易得到保证，这是因为随着射线能量的增加，散乱射线的影响减小。但当射线能量增大到超过4～5 MeV时，再进一步增大能量对散射的改善并不显著，因此从改善散射的角度看，能量再高并无必要。对形状复杂的工件，散射影响随能量的增高而显著改善，高能射线可以对形状复杂、壁厚相差很大的工件进行检测，甚至不必用截面补偿技术。

探伤用加速器的焦点大小与电子束流强度、束流俘获系数、阴极尺寸及其发射电流密度、电子光学和聚束系统以及靶的散热冷却问题等密切相关，因而与加速器的输出X射线强度、体积重量、可靠性和使用寿命等性能指标都有相互制约的关系，应综合考虑，而不是越小越好。对高能X射线来说，电子能量越高时照相视野越小，探伤效率越低。生产中应根据被检工件厚度大小，在保证合适的、足够短的曝光时间的条件下，选用最低的电子能量。

3.7 射线实时检测技术

3.7.1 射线实时检测技术

工业X射线实时检测技术的基本原理与普通工业用闭路电视系统是一样的，其不同点在于透过被检工件后的X射线影像是看不见的，必须通过一定的检测设备把它转换成可见光图像。因此它最主要的技术就是利用荧光屏将射线转换成可见光，然后把它放大或转换成一种视频信号，显示在电视监视器上，同时也可记录在录像带上。实时检测系统通常用于对装配线上的工件进行快速检测，改变工件的遥控装置使检测者可以观察工件的细节，可以立即决定验收与否。对于动态工作系统，实时检测一般是在几秒到几分钟内完成，也可以对长时间运行的部件进行监视。

射线实时检测技术的最大优点是检测效率高、费用低。工业X射线实时检测系统主要由四部分组成：X射线源、图像增强器、电视摄像机和接收机，如图7.5-45所示。图像增强器能将输入的X射线图像转换为可见光荧光图像输出，并使其输出面的亮度比输入面的亮度增强1万倍以上。增强了的图像经适当的光学系统，被摄像机录影后显示在显像监视器上。

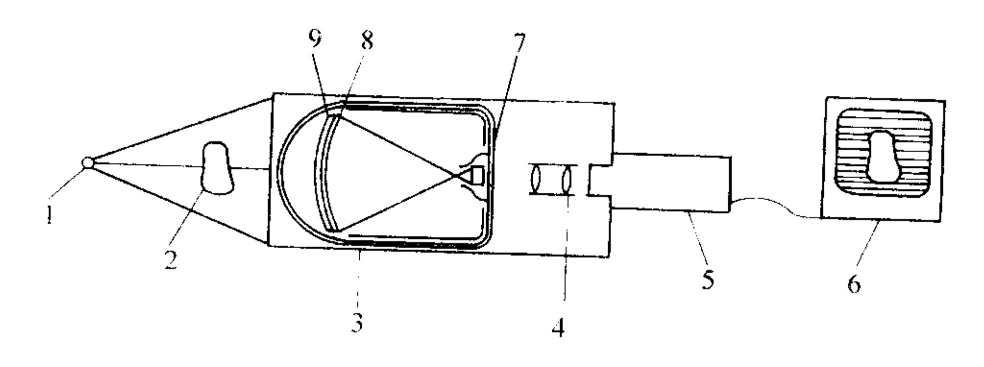


图7.5-45 X射线实时检测系统

1—射线源；2—被检查零件；3—外壳；4—光学镜片；5—摄像机；6—显像监视器；7—观察屏幕；8—光电阴极；9—荧光屏

但必须注意的是，X射线实时成像法的成像质量与一般射线照相法不同，由于它显示在线性光栅电视监视器上，这与射线照相底片上的图像本质完全不同，它往往有一种颗粒状结构，是一种固有不清晰度，至少约为0.3 mm，在显示屏上的总不清晰度约0.5 mm。而胶片处理良好时的总不清晰度值，当采用200 kV X射线时为0.1 mm。因此，必须采用投影放大技术，使对工件细节部分而言，所产生的等效不清晰度为总不清晰度被放大倍数除。当用像质计表示图像质量时，由于它对衬度的变化很敏感，而对清晰度的变化不是那么敏感，即使不用放大，X射线实时检测可以获得像质很好的图像，但实际上对裂纹等缺陷并不敏感。因此，若检测平面型缺陷如裂纹、未熔合、轻微未焊透等要求高灵敏度工件时，应比射线照相法取更高灵敏度或采用双金属丝像质计。

3.7.2　数字射线检测技术

大型高速计算机系统的出现，伴随着功能强大的图像处理软件和固态射线探测器的发展，使得数字图像和实时射线检测更具有吸引力和可行性，从而促使数字射线检测方法在航空航天和其他工业领域的应用处于显著的位置。透过工件后的X射线被探测器接收，图像对比度的增强、空间滤波和其他的图像处理均通过数字计算的方法来完成，固态射线探测器提供了很宽的动态范围。数字射线检测方法避免了多种胶片照相术中的弊病和不足。数字射线检测结合功能强大而又灵活的图像处理软件提供了值得人们注意、甚至超过胶片效果的检测图像质量。

数字射线检测中主要有五种类型的X射线接收系统：①X射线图像增强器系统；②线阵扫描系统（LDA）；③光纤CCD系统；④非晶硅探测器；⑤X射线荧光/真空微光摄像系统。

3.8　工业射线CT检测技术

计算机层析（CT）或称计算机断层扫描成像是获得试件截面图像的一种无损检测技术。射线计算机层析定义为沿多方向就试件对X射线（γ射线）的衰减进行透射测量，并据此计算出称为层析照片的试件截面密度分布图的一种技术。由于工业射线CT是在无损伤状态下得到被检测断层的二维灰度图像，它以图像的灰度来分辨被检断面内部的结构组成、装配情况、材质状况、有无缺陷、缺陷的性质和大小等，只需沿扫描轴线扫得足够多的断层二维图像就可以得到被检物的三维图像。它比射线照相法能更快、更精确地检测出材料和构件内部结构的细微变化，消除了照相法可能导致的检查失真和图像重叠，并且大大提高了空间分辨率和密度分辨率。

工业射线CT本质上也是一种射线检测技术，与射线照相有一些共同之处，如检测时需要足够的射线能量穿透试件，受被检试件的材料种类、外形、表面状况限制较少，成像与材料对射线的衰减系数有关，以及图像直观，检测现场要有防护设施等。但工业射线CT也有局限性，如检测成本高，检测效率较低；设备专用性较强，随着检测对象和技术要求的不同，系统结构和配置可能相差很大。另外，工业射线CT对细节特征的分辨能力与试件尺寸有关，试件大分辨能力低，试件小分辨能力高。

3.8.1　射线CT系统的构成

射线CT系统一般均由若干子系统组成，典型的是射线源、机械扫描系统、辐射探测器、计算机系统、图像显示系统及数据存储，如图7.5-46所示。

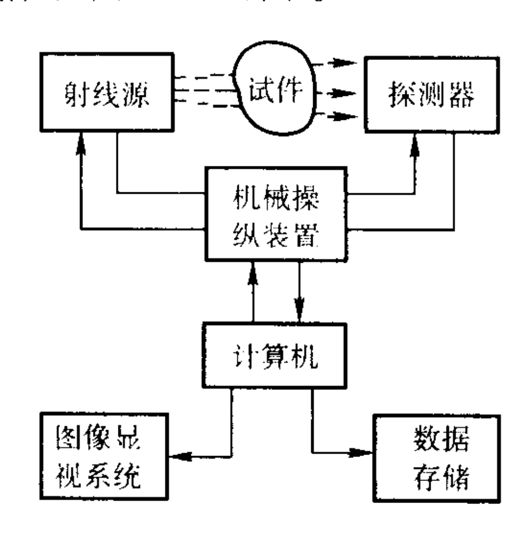


图7.5-46　一般射线CT系统

1）射线源　一般是X射线源（X射线管和直线加速器）和γ射线源。射线源选择的原则与普通射线照相一样，X射线源应用最多。

2）机械扫描系统　机械扫描系统具有的功能是将试件的受检部位定位在射线源和探测器之间并对试件提供必要的运动。射线源发出的射线束经前准直器形成一薄的扇形束将试件受检断层全部包容，透过试件的射线束经后准直器射到探测器阵的各探测器上得到一组投影数据，送至计算机进行图像重建。

3）辐射探测系统　探测系统用于将穿过试件而入射的X射线通量转变成电信号，经处理得到重建图像。广泛使用的探测器有两种类型：气体电离探测器和闪烁计数探测器。

4）计算机系统　计算机系统执行两个主要任务：①控制扫描运动、源的运转和数据采集；②操纵重建、图像显示和分析以及数据存档和检索。大多数CT系统将这些职能分配于各个单独的专用微机，图像重建过程中要进行几十亿次的运算操作，几乎总是用阵列信息处理机和特殊设计的硬件来进行的。

3.8.2　CT图像的重建

CT图像的重建理论可分为几何光学和非几何光学两大类。几何光学是假设射线沿直线前进，适用于射线CT，非几何光学则要求考虑检测波（电磁波或声波）束穿过物体时产生的衍射、色散现象，故适用于超声CT、微波CT等。

几何光学重建理论以卷积滤波法最为实用，它根据不同成像物体（被检物体）来选择卷积核和内插方式以及决定投影和取样间隔，使之既能获得良好的图像质量，又尽可能节省时间，由计算机产生一个数字图像模型，并以一定精度求出它的雷当（Radon）变换，即用图像模型的数据作为CT图像重建程序的输入。由此可见，此时的图像并非是一般的射线照相图像，也不是通常的射线实时检测图像，而是经过计算机重建的完整的三维图像。

3.8.3　工业射线CT的图像质量

犹如任何成像系统一样，射线CT系统也决不能准确复制出所扫描的试件，射线CT图像能将试件再现到什么程度，主要取决于成像系统空间分辨率、对比灵敏度和伪像的影响。

1）空间分辨率　空间分辨率是指CT系统相对于某一参考点分辨微小细节的能力或判明微小特征的能力，通常以能被作为分离实体而加以辨别的两点间最小间距来量化。所有的成像系统（包括CT）再现试件形态的能力是有限的，实际的图像将展示一定程度的不清晰度，CT空间分辨率是几何不清晰度的一种度量。

由于射线源和探测器都有一定的宽度，探测器接收到的是此宽度内射线与材料作用的平均信号。显然，此宽度可影响空间分辨率而引起特征的模糊，特别是对小的特征。可以得到这样的结论：射线源和探测器的宽度越小，系统的空间分辨率越高。空间分辨率也受定位子系统的机械准确度的限制，其他的因素如采样、重建阵尺寸、图像显示阵及重建算法也可使空间分辨率下降。

2）对比度、对比灵敏度　重建射线CT图像的量通常是由射线束厚度所限定的两维切片中的线衰减系数，这是以cm^{-1}为单位测量的。为使图像能被辨别，特征的线衰减系数μ_f必须与其本底材料的线衰减系数μ_b有所不同。在CT系统中，用对比度来表示查明图像中有无特征的能力。

$$对比度(\%)=\frac{|\mu_f-\mu_b|}{\mu_b}\times100\%=\frac{|\Delta\mu|}{\mu_b}\times100\% \qquad (7.5\text{-}20)$$

对比灵敏度也常称对比辨别力，指的是查明图像中有无特征的能力，用以均匀的本底为背景，查出给定尺寸的致密均匀特征所需要的最小对比度来量化。对比灵敏度受图像中噪声的影响，在射线能量给定的情况下，重要的因素是：源的强度、每一单次测量所用的求积/计数时间、探测器的分辨孔径、探测器切片厚度、源到探测器的距离、滤波的程

度等。

3）伪像　伪像指在图像中可以重复但与试件中真实情况无关的特征。伪像可认为是一种相关噪声，因为在给定的条件下可形成固定图形，然而并不载有试件的信息。形成伪像的原因大体有两类：一类是 CT 技术在物理和数学上所固有的，如局部体积效应、边缘条件等；另一类则是由硬件或软件设计缺陷所引起的，如采样不够、机械的偏差、探测器之间的串扰等。伪像的存在不仅影响图像的空间分辨率及对比度，也容易引起 CT 图像的误判，故需高度重视。

3.8.4　工业射线 CT 的应用

工业射线 CT 在无损检测中的应用有着独特的优越性，它适合于多种材料及构件缺陷的无损检测，特别是检测复杂结构的试件。在缺陷检测方面，这种检测方法已用于固体火箭发动机的检测，可检测推进器的孔隙、杂质、裂纹以及推进器、绝缘体、衬套和壳体之间的结合情况；对复合材料进行检测时，可检测纤维分布的均匀性、孔隙、疏松、胶接界面的厚度及变化情况、涂层厚度及变化、材料固化时的流动特性、外来夹杂物等。图 7.5-47 是飞机发动机叶片的三维射线 CT 图像。

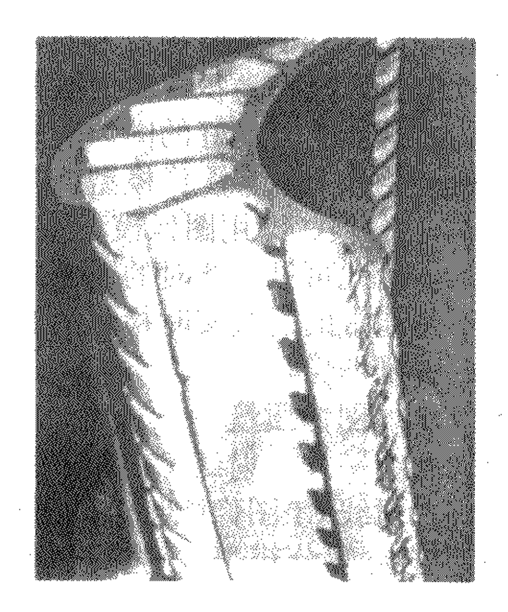


图 7.5-47　飞机发动机叶片的三维射线 CT 图像

3.9　射线的防护

3.9.1　射线的剂量

射线检测中的防护是减少射线对工作人员和其他人员的影响，也就是采取适当措施，从各方面把射线剂量控制在国家规定的允许剂量标准（100 mrem/周）以下，以避免超剂量照射和减少射线对人体的影响。

我国国家标准（GB 4792—1984）中，对放射性工作人员和非放射性工作人员的每年最大允许剂量的当量值作了规定，见表 7.5-21。

表 7.5-21　人体每年最大允许剂量当量值

受照射部位名称	放射性工作人员年最大允许剂量当量/rem	非放射性工作人员年限制剂量当量/rem
眼晶体	15	0.5
其他单个器官或组织	50	5
全身	5	0.1

剂量是用来度量射线对物质的作用程度，即物质的吸收剂量（D），其单位为拉德（rad）。一般来说，某一吸收剂量的生物效应与射线的种类和照射条件有关。为了使各种射线的危害程度在统一的基础上表示，采用了剂量当量 H 这一术语，剂量当量定义为生物组织内被研究的一点上的吸收剂量 D、线质系数 θ 和其修正因数 N 的乘积，即 $H = D\theta N$（rem）。

射线剂量的大小可以用仪器进行测量，探伤中常用的有个人剂量笔和剂量率测定仪。大多数个人剂量测定笔用于监视射线操作人员经一天工作后所接受的照射量。剂量率测定仪则测定在一定时间和一定范围内的辐射量，可以直接读出每小时的照射量。

3.9.2　工业射线防护

对工业探伤用 X 射线或 γ 射线照射的防护方法一般有：屏蔽防护、距离防护和时间防护。

1）屏蔽防护是利用各种屏蔽物体吸收射线，以减少射线对人体的伤害。不同屏蔽材料对射线的吸收能力不同，不同的 X 射线管电压所需的防护厚度也不同。防护屏蔽材料和防护厚度是根据 X 射线机的基本参数及使用情况（管电压、管电流、照射方向、位置距离和每周实际工作时间等）来确定的。

2）距离防护　在进行野外和流动性检测时，距离防护是非常有效的方法，这是因为射线的剂量率与距离的平方成反比，增大距离可使射线剂量率大大下降，在没有防护物或防护层厚度不够时，利用增大距离的方法同样能够达到防护的目的。

3）时间防护　时间防护是指尽可能减少接触射线的时间，例如在比较大的射线剂量下工作应缩短一天内的实际工作时间，以保证探伤工作人员在一天内不超过国家规定的最大允许剂量当量。因此在射线场中所要求完成的工作应事先计划安排好，以便使操作人员在辐射场中停留的时间最短。

4　磁粉检测

4.1　概述

磁粉检测用于检测铁磁性材料和工件（包括铁、镍、钴等）表面上或近表面的裂纹以及其他缺陷。当被磁化的铁磁性材料表面或近表面存在缺陷（或组织状态的变化）从而导致该处的磁阻有足够的变大时，在材料表面空间可形成漏磁场，如图 7.5-48 所示。将微细的铁磁性粉末（磁粉）施加在此表面上，漏磁场吸附磁粉形成磁痕显示出缺陷的存在及形状。

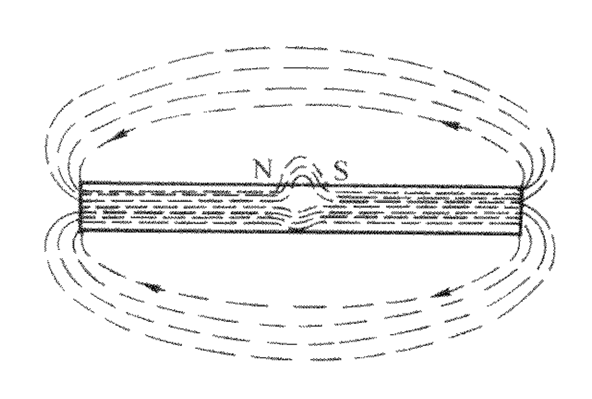


图 7.5-48　缺陷处的漏磁场

磁粉法的优点是：能直观显示缺陷的形状、位置、大小、并可大致确定其性质；具有高的灵敏度，可检出的缺陷最小宽度可为约 1 μm；几乎不受试件大小和形状的限制；检测速度快，工艺简单，费用低廉。

磁粉法也有局限性：只能用于铁磁性材料；只能发现表面和近表面缺陷，可探测的深度一般在 1 ~ 2 mm；磁化场的方向应与缺陷的主平面相交，夹角应在 45° ~ 90°，有时还需从不同方向进行多次磁化；不能确定缺陷的埋藏和自身高度；宽而浅的缺陷也难以检出；检测后常需退磁和清洗；试件表面不得有油脂或其他能黏附磁粉的物质。

4.2　磁粉检测技术基础

4.2.1　磁场

磁铁或载电导体周围受磁性作用的空间称为磁场。表征

磁场方向和大小的量称为磁场强度，常用符号 H 表示，磁场强度的方向由载电流的小线圈在磁场中取稳定平衡时线圈法线的方向确定；磁场强度的大小则由线圈法线垂直于磁场强度方向的位置时作用于线圈上的力偶矩来决定。磁场强度的单位为安［培］每米，A/m，等于与一根通以 1 A 电流的长导线相距（$\pi/2$）m 的地方发生的磁场强度。

4.2.2　磁感应强度

将原来不具磁性的可磁化材料放入磁场强度为 H 的外磁场，此材料可被磁化，这时，除原来的外磁场外，在磁化状态下的该材料还将产生自己的附加磁场，这两个磁场叠加起来的总磁场用磁感应强度这一物理量表示，其符号为 B。磁感应强度是矢量，可以用磁力线表示，磁感应强度值的大小可用穿过垂直磁力线的单位面积上的磁感应线的根数表示，所以磁感应强度又称为磁通密度。磁感应强度的单位为特［斯拉］T，等于每平方米面积上通过一条磁感应线的磁感应强度。

4.2.3　磁导率

磁导率表示材料被磁化的难易程度，反映了不同材料导磁能力的强弱，磁导率的符号用 μ 表示，单位为亨每米，H/m。在真空中磁导率为一不变的常数 μ_0 表示，$\mu_0 = 4\pi \times 10^{-7}$ H/m。为了比较各种材料的导磁能力，常将任一种材料的磁导率和真空磁导率的比值用作该材料的相对磁导率，用 $\mu_r = \mu/\mu_0$ 表示。

磁场强度 H、磁感应强度 B 和磁导率 μ 之间的关系可表示为 $\mu = B/H$。

4.2.4　磁性材料的分类

磁场对所有材料都有不同程度的影响，当磁场是外磁场时，可依据相应的磁特性的变化，将材料分为 3 类。

（1）抗磁材料　置于外磁场中时呈现非常微弱的磁性，其附加磁场与外磁场方向相反，铜、铋、锌等属此类（$\mu <$ 1 H/m）。

（2）顺磁材料　置于外磁场中时也呈现微弱的磁性，但附加磁场与外磁场方向相同，铝、铂、铬等属此类（$\mu =$ 1 H/m）。

（3）铁磁性材料　置于外磁场中时，能产生很强的与外磁场方向相同的附加磁场，铁、钴、镍和它们的许多合金属此类（$\mu \gg 1$ H/m）。

4.2.5　漏磁场与反磁场

（1）漏磁场

缺陷只有形成漏磁场方可被显示，影响漏磁场的因素如下。

1）外加磁化场　一般说来，当铁磁性材料的磁感应强度达到饱和值的 80% 左右，漏磁场可迅速增大。

2）缺陷位置及形状　同样的缺陷位于表面时漏磁通多，位于表面下时漏磁通可显著变小；裂纹的开裂面垂直于钢材表面漏磁场最强也最有利于检出，若与表面平行则几乎不产生漏磁场；同样宽度的表面缺陷如果深度不同产生的漏磁场也不同，在一定的范围内，两者几乎呈线性关系；缺陷的宽度很小时，漏磁通随宽度的增加而增加，宽度很大时，漏磁通反而要下降；缺陷深度与宽度的比值是影响漏磁场的一个重要因素，这比单独考虑深度或宽度更有意义，深宽比越大漏磁场可越大，缺陷可越易发现。

3）试件表面覆盖层及材料磁特性。

（2）反磁场

相对于漏磁场，有磁极试件产生反磁场如图 7.5-49 所示，这将对漏磁场的显示起消退作用，该作用的大小与试件的长度直径比（L/D）有关。

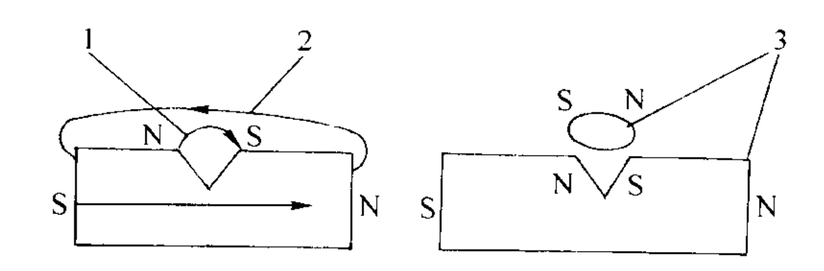


图 7.5-49　反磁场概念示意图

1—退磁场磁力线；2—反磁场磁力线；3—同极相斥

4.3　磁粉检测方法

磁粉检测对表面缺陷最灵敏，对表面以下的缺陷随埋藏深度的增加检测灵敏度迅速下降。采用磁粉检测方法检测磁性材料的表面缺陷，比采用超声波或射线检测的灵敏度高，而且操作简便、结果可靠，价格便宜。因此它被广泛用于磁性材料表面和近表面缺陷的检测。

4.3.1　磁化方法

对试件进行磁化时，磁力线应尽可能与缺陷主平面垂直，以产生足够的漏磁场使缺陷显示最为清晰。由于缺陷可能有多种取向，且有时难以预计，从而发展了各种不同的磁化方法以便在试件上建立不同方向的磁场，一般分为：周向磁化、纵向磁化和复合磁化。周向磁化主要用于发现与工件轴平行的缺陷，纵向磁化用于发现与工件轴垂直的缺陷，有时对工件中可能产生的缺陷取向难以预计，采用一个大小和方向随时间而变化的磁场即复合磁场。

磁化方法可分为电流法、磁轭法和复合磁化法。

1）电流法　可以对工件直接通电，或者使电流通过贯穿工件中心孔的导体进行周向磁化；也可以将电流通过环绕工件的线圈进行纵向磁化。

将试件夹在装置的两接触头之间使电流由接触头从试件上直接通过从而在试件中形成周向磁场，如图 7.5-50 所示。对于笨重的大部件难以在接触头之间磁化，一般情况下采用支杆触头法，如图 7.5-51 所示。对于管材或环形这类内表面和外表面检测同样重要的试件，可将导电芯棒穿入管材或环形的孔中，使电流从芯棒上通过以对试件作周向磁化，如

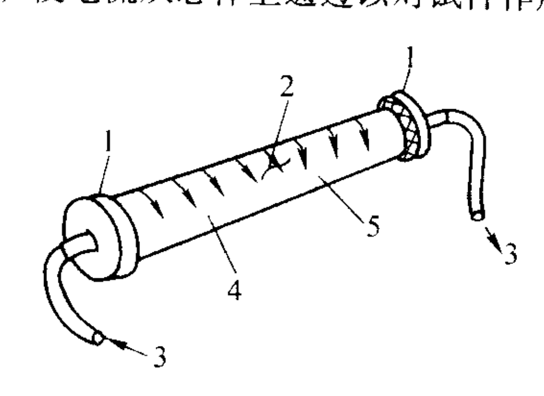


图 7.5-50　直接通电法示意图

1—电极；2—缺陷；3—电流；4—试件；5—磁力线

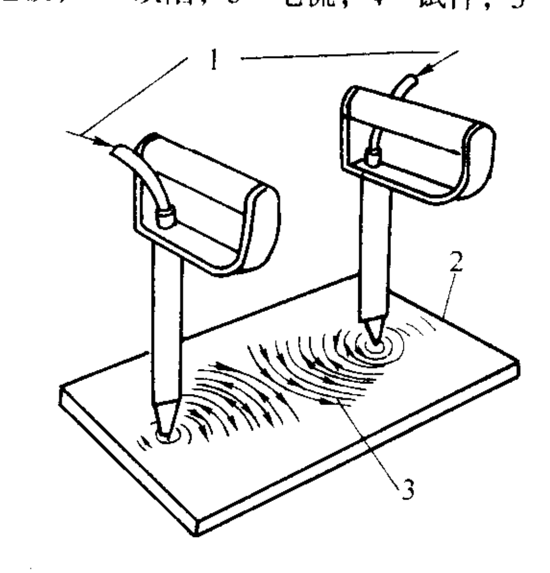
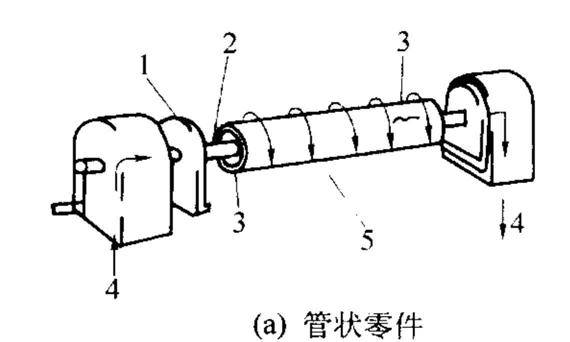


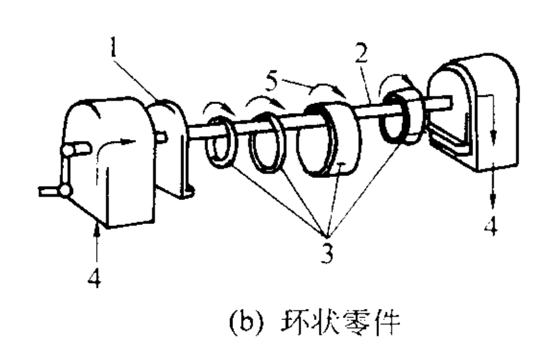
图 7.5-51　支杆触头法示意图

1—磁化电流；2—试件；3—磁化场

图7.5-52所示。这种试件在直接通电磁化时，内壁处的磁感应强度可为零，而用芯棒法则可同时发现内、外表面的轴向缺陷及两端面的径向缺陷，由于内表面磁感应强度比外表面大，缺陷可显示得更清晰。



(a) 管状零件

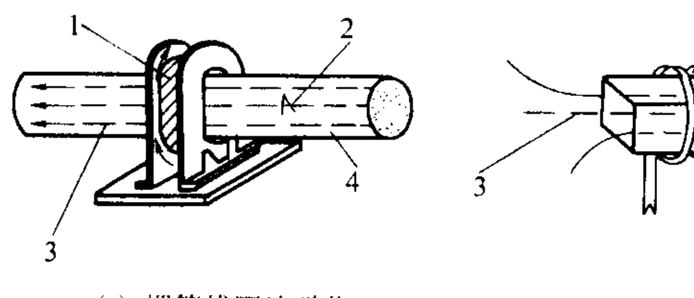


(b) 环状零件

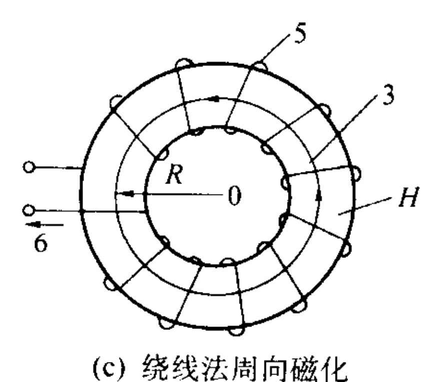
图7.5-52　芯棒法检测示意图

1—触头；2—芯棒；3—裂纹；4—磁化电流；5—磁化场

用线圈法进行磁化时，将试件放在通有电流的螺管线圈中进行磁化。对于大型试件不能放入固定的螺管线圈中时，可在试件外面缠绕电缆，电流从电缆中通过以磁化试件，如图7.5-53所示。



(a) 螺管线圈法磁化　　(b) 绕线法纵向磁化

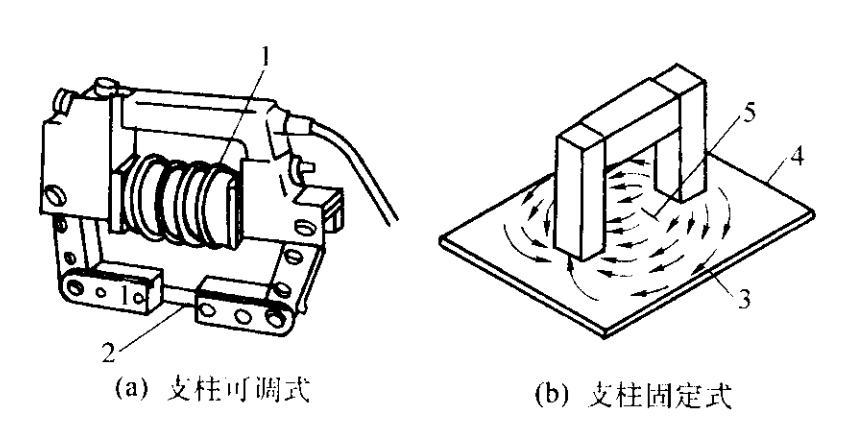


(c) 绕线法周向磁化

图7.5-53　线圈法磁化示意图

1—线圈；2—缺陷；3—磁力线；4—试件；5—绕线；6—电流

2）磁轭法　使用电磁铁轭或永久磁铁轭对试件进行磁化。使用电磁铁轭时，是将一线圈绕在软铁的U形芯子上组成电磁铁轭（见图7.5-54），轭的两个支柱可以是固定的，也可以是可调的，可调的支柱容许改变接触的间隔和相对的接触角，以与不规则形状试件相适应。电磁铁轭可设计成使用直流电或交流电或两者均可用。使用永久磁铁轭时，用于无电源或不允许有电弧（如在易爆气氛中）的场合，但具有以下局限性：不可能以足够的强度对大部件进行磁化以得到清晰的缺陷指示；磁通密度不能任意改变；如果磁铁磁性非常强可能难以从试件上取下；吸附在磁铁上的磁粉有可能遮蔽缺陷的指示。



(a) 支柱可调式　　(b) 支柱固定式

图7.5-54　电磁铁轭示意图

1—线圈；2—磁通；3—磁力线；4—试件；5—缺陷

3）复合磁化法　复合磁化法可以使用交、直流电复合磁化，也可使用有一定相位差的交流磁场，复合磁化产生的合成磁场不断改变方向，故能在一次磁化过程中得到不同取向缺陷的显示。复合磁化的形式可根据需要设计，有交叉磁轭磁化和组合复合磁化。交叉磁轭由两个参数相同的单磁轭构成，两个磁轭的交叉角一般取90°，如图7.5-55所示，分别用相位差$\phi=120°$、幅值相等的单相正弦交流电激励，此时在四个磁极所在试件表面将产生随时间而不断变化的旋转磁场。组合复合磁化是将周向磁化和纵向磁化这两种磁化方式组合在一起，它既给试件通电流形成周向磁场，又采用通电线圈产生纵向磁场，从而可以同时检查试件中不同方向的缺陷。

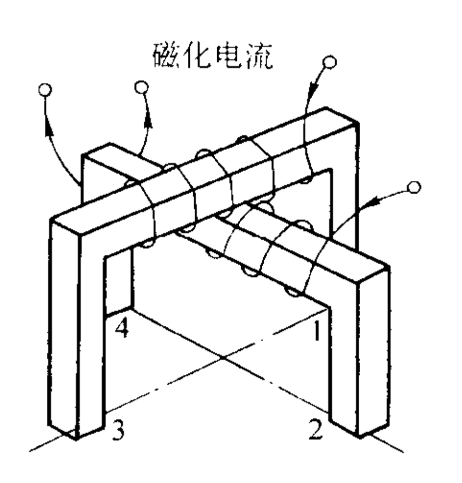


图7.5-55　交叉磁轭

磁化方法还可分为连续磁化法和剩余磁场法，这种分类方法是根据试件的磁性决定的。磁性材料一般可分为硬磁性材料和软磁性材料，对于硬磁性材料可以采用剩磁法检测，如共析钢和特种钢等；软铁、低碳钢、铁镍合金等则为软磁性材料，应采用连续磁化法进行检测。

连续磁化法也称外加磁场法，是一种把试件的磁化和缺陷的显示同时进行的方法。采用连续磁化法时，需待试件上所浇洒的磁粉悬浮液的流动基本停止后再切断磁化电流，这种方法的特点是充磁时间长，磁化效果好，特别适用于剩磁比较小的材料，检测灵敏度比较高。

剩磁法是利用试件磁化后的剩磁来检查其表面缺陷，即先把试件磁化，然后在撤除磁化电流后再浇洒磁悬浮液进行缺陷显示。这种适用于剩磁大的材料，特别是批量小件，一般情况下，材料的剩磁总是小于它的磁化磁场，因此剩磁法的检测灵敏度比连续磁化法低。

4.3.2　磁场强度的确定

为使缺陷得到令人满意的显现，所施加的磁场应有足够的强度，但也不应大到由于磁粉的积聚而影响到指示的观察。确定所需磁场强度的因素包括：试件的尺寸、形状、表面状态和材料的磁导率，磁化的方法，磁粉的施加方法，以及所要求发现的缺陷的类型、大小和位置，通常采用下列方法或其组合来确定：①采用带有自然或人工缺陷的试件；②

利用带霍尔效应探头的磁感应强度计在试件表面测量切向磁场强度，通常峰值在 2.4～4.8 kA/m 范围内时被认为适合于磁粉检测；③采用磁粉探伤规范给出的信息如直接通电进行周向磁化时，所需电流值与试件直径的关系是 12～32 A/mm。

4.3.3　磁粉和磁悬液

（1）磁粉

磁粉是一种由高磁导率和低矫顽力材料组成的粉末状微粒。磁粉按将其带往试件所用的介质分类，介质可以是空气（干粉法），也可以是液体（湿粉法）。此外，根据其是否有荧光性又可分为非荧光磁粉和荧光磁粉。磁粉的特性包括磁性、尺寸、形状、密度、流动性及可见度和对比度。

在选用磁粉时，必须考虑的是缺陷是处于试件的表面还是表面下、需要发现缺陷的尺寸、可采用的磁化方法及用什么方法施加磁粉更为容易等因素，否则极易得不到好的检测效果。

（2）磁悬液

对于湿粉法磁粉检测，用来悬浮磁粉的液体称为载体，常使用油或水。磁粉和载液按一定比例混合而成的悬浮液称为磁悬液。磁悬液可购买，也可自行配制，磁悬液的浓度是指每升磁悬液中所含磁粉数。真正施加到试件受检部位的磁悬液浓度对缺陷能否良好显现影响很大，浓度太低小缺陷会漏检，浓度过高本底会增强以致掩盖了相关磁痕。一般采用的浓度是：非荧光磁粉 12～24 mL/L，荧光磁粉 1～4 mL/L。

（3）磁粉的施加

1）干粉的施加　采用干粉时，磁化电流应在磁粉加到受检面上之前即接通，而在磁粉的施加已经完成并吹掉多余的粉之后方可切断。接通磁化电流的时间至少为 0.5 s，干粉应轻柔、均匀，像落尘施加在磁化中的试件受检面上。

2）湿粉的施加　以所需的浓度悬浮在载液中的荧光或非荧光磁粉可轻缓地喷浇在被检表面上（浇法），也可将试件浸入磁悬液中（浸法）。浇法通常与连续法配合使用，在浇洒的整个过程中在试件上始终要保有磁化场。采用剩磁法时浇法和浸法均很相宜，浇时液流要缓弱以免冲刷掉微弱的相关磁痕，特别是粗糙度细的表面；浸的时间略长有利于磁痕的形成，太长则会使本底变坏。

3）磁橡胶法　将细磁粉分散在特殊配制的室温硫化橡胶中，然后施加于试验表面，随后进行磁化，磁粉会被吸附在缺陷产生的漏磁场处，在橡胶硫化之后（大约 1 h）将固态的复制铸型从试件上取下，用目视或低倍显微镜观察磁粉的积聚。磁橡胶法的优点是使检测难检部位成为可能。

4）磁性涂料法　利用有可见对比度的磁粉黏稠液进行缺陷检测。首先将含磁粉的黏稠液刷涂在受检表面，此时优选的呈片状的磁粉均匀、充分地分布在受检表面上，由于这种片状粉末大都平行于试件表面，具有反射外界光的倾向而使表面呈浅灰色。在缺陷漏磁场作用下，片状粉末趋向于沿漏磁场方向排列，在裂纹形缺陷所产生的漏磁场作用下，片状粉末实际上是竖直的。粉末的边缘相对地说不太反光，所以能在浅灰色的本底上呈现为暗的异色条纹。

4.3.4　试块与试片

磁粉检测用试块和试片是用来检查探伤设备、磁粉、磁悬液的综合使用性能，以及操作方法是否恰当。此外，试片还可用于考察被检试件表面各处的磁场分布规律，并可用于大致确定理想的磁化电流值。

由于带有所需位置、类型和严重程度的缺陷的实际产品试验件不易获得，常采用带人工缺陷的试验件（标准试块、标准试片等），主要类型如下。

1）直流标准环形试块　又称 Betz 环，其尺寸如图 7.5-56 所示，是用 140 mm 直径的热轧工具钢圆棒制造的。试块上钻有 1.8 mm 的通孔，第一个孔的中心距环边缘的距离为 1.8 mm，然后每孔递增 1.8 mm，直到第 12 个孔。使用的方法是用芯棒周向法磁化，按要求通以直流电或整流电以连续法检测，观察环外缘各孔的磁痕显示情况。

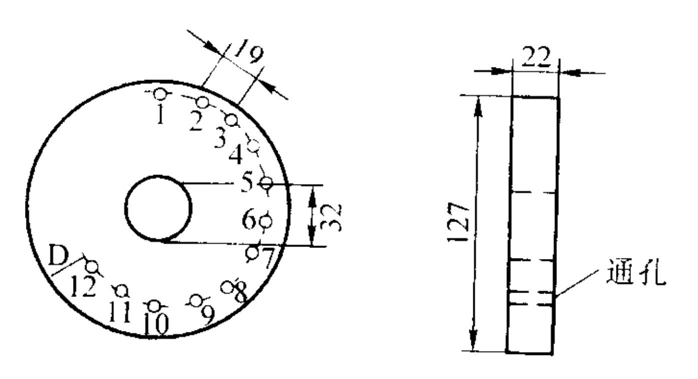
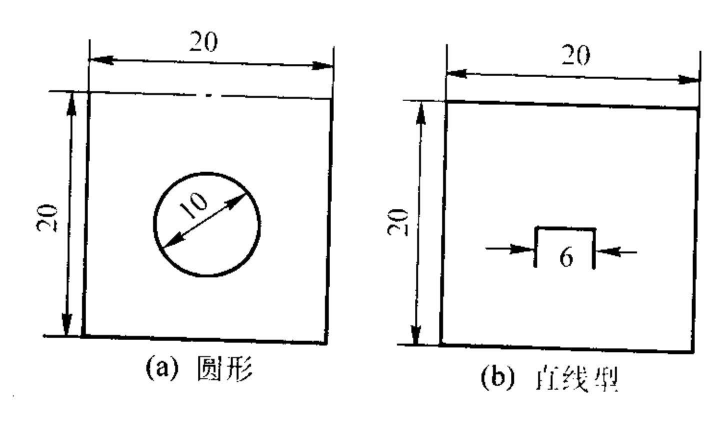


图 7.5-56　直流标准环形试块

2）A 型试片　如图 7.5-57 所示，其类别和名称如表 7.5-22 所示。试片通用名称的分数中，分子表示槽深，分母表示板厚，尺寸单位为 μm，槽的形状有圆形和直线形两种。在连续法中，A 型试片的磁痕显示几乎不受试件材料的影响，而在剩磁法中则情况完全不同，因此 A 型试片一般不用于剩磁法。



(a) 圆形　(b) 直线型

图 7.5-57　A 型标准试块

表 7.5-22　A 型标准试片的类别、规格、材料及应用

类别		规格/μm	材料	用途	使用方法
直线型或圆型	第一类	A_1－7/50，A_1－15/50，A_1－30/50 A_1－15/100，A_1－30/100，A_1－60/100	退火轧制软铁片	检查试件表面有效磁场强度、方向及分布；确定磁化规范；检查装置和磁悬液性能	将标准试片紧密贴于试件表面，无槽面向外，用后洗净、干燥并涂防锈油
	第二类	A_2－7/50，A_2－15/50，A_2－30/50， A_2－15/100，A_2－30/100，A_2－60/100	未退火轧制软铁片		

4.3.5　磁痕的判别

磁粉检测所形成的磁痕有相关磁痕、非相关磁痕和假磁痕之分。

1）相关磁痕　是真正由存在漏磁场而产生的，且漏磁场的来源是真正的宏观缺陷。为确保相关磁痕显现的灵敏度和可靠性，试件在磁粉检测前的预处理是重要的，这包括：检测前的退磁、表面清洗、覆盖层不应该妨碍表面缺陷的检测等。很多因素影响缺陷的检出能力，如裂纹的长度、深度、裂纹的开口大小、表面开口宽度与深度之间的比例等。

2）非相关磁痕　是真正由因存在漏磁场而产生的，只是漏磁场的来源不是真正的宏观缺陷，可以认为，非相关磁

痕是指与真正宏观缺陷不相关的磁痕。非相关磁痕的产生可能与试件的设计外形有关，也可能与试件本身的材料质量、试件的制造工艺质量有关。与设计外形结构有关时，对使用性能并不构成危害，而与试件本身的材料质量、试件的制作工艺质量有关时，不能排除对使用性能可构成危害，这就要求从业人员很好地结合试件的结构设计及制作工艺对磁痕进行判别，必要时可予以退磁再作重复检测，或借助其他无损检测方法进行综合分析。

3）假磁痕　并非由于出现漏磁场而产生的磁粉聚集称为假磁痕。出现假磁痕的情况可以有：①试件表面粗糙导致磁粉滞留；②试件表面的氧化皮、锈蚀及覆盖层斑剥处的边缘也会出现磁粉的滞留；③表面存在油脂、纤维或其他脏物也会黏附磁粉；④磁悬液浓度过大、施加方式不当也易形成磁粉滞留。通过仔细的观察，一般来说，假磁痕是可以判别的。

4.3.6　退磁

当试件磁化后总保留有一定的剩磁，它可以成为剩磁探伤法的依据。但另一方面，剩磁的存在将影响试件的使用，例如它会影响仪表的正常动作和造成对精密仪器正常工作的干扰，会因吸附铁屑而影响切削加工，以及影响磁粉的清除等，因此，在磁粉检测后必须对试件进行退磁。

但在有些情况下不需要退磁，如后续工序是热处理，试件要被加热到居里点温度以上；顽磁性低的试件在磁化场移去后剩磁场可能微弱；在一个方向磁化后接着要在另一方向以更强的磁场进行磁化检测等。

退磁时可采用一个恰好能克服该试件剩磁的反向磁场磁化试件，这样就可得到一个剩磁强度低于原剩磁的新剩磁，这种多次换向、减弱磁场的过程就是退磁。减弱磁场强度通常有两种方法：减少磁化电流或使试件逐步离开磁化线圈。退磁方法可分交流退磁和直流退磁两种：交流退磁法由于电流不断反向，因此只需逐步减少电流或使试件从线圈中通过，即可达到减弱磁场强度的目的；直流退磁法一般采用改换电流方向来得到反转磁场，反转磁场的频率可调范围为每秒0.1~5次，通常采用的频率是每秒一次，同时通过调压器自动降压，逐步减少电流强度。

直流和交流磁轭都可用于退磁，退磁试件应尽可能紧贴于磁轭两极间并从中通过。磁轭还能用于大型试件的局部退磁，方法是将磁轭放在试件表面上移动，在磁轭仍然处于激发状态时将磁轭移出。

4.4　磁粉检测设备

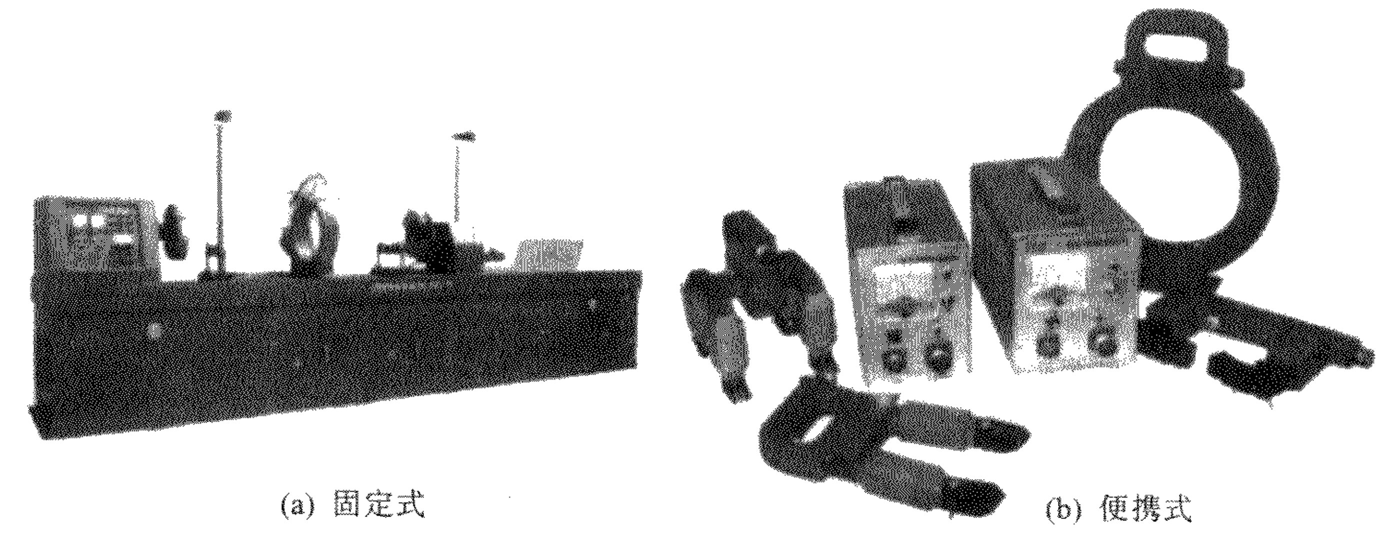
磁粉探伤机种类繁多，用途各异，但都由主体装置和附属装置所组成。主体装置也称为磁化装置，有多种形式：降压变压器式、蓄电器充放电式、晶闸管控制单脉冲式、电磁铁式和交叉线圈式。目前在固定式磁粉探伤设备中，用得比较多的是降压变压器式，而在携带式小型磁粉探伤设备中用得比较多的是电磁铁式。附属装置则包括退磁装置、试件夹持装置、磁悬液喷洒装置、剩磁测定装置和缺陷图像观察装置等。

1）降压变压器式装置　这种装置已被国内生产的大部分磁粉探伤设备所采用，一般采用220 V或380 V交流输入，然后变为低电压大电流输出，最后再经整流器整流后就可获得单向半波、单向全波或三相全波整流。电力变压器是磁化装置的核心，用于磁粉检测采用的是瞬时功率，因此，其结构尺寸比一般变压器要小得多。

2）电磁铁式和线圈式　这种装置一般用于直流纵向磁化探伤装置。交叉线圈式磁化装置不仅可以无接触地磁化试件，而且可以同时检测试件上任何方向的表面和近表面缺陷，实现一次全方向磁粉检测。特别是对于批量大的小型试件，配以适当的夹具可大大提高检测效率。

磁粉探伤机按使用要求可分为三类：固定式、移动式和便携式，如图7.5-58所示。

固定式磁粉探伤机的尺寸和重量都比较大，一般均可对被检试件分别实施周向磁化、纵向磁化和周向、纵向联合磁化。还可以进行交流或直流退磁。固定式磁粉探伤机一般都用磁悬液显示试件缺陷，这类探伤机一般也带有一对与电缆相接的磁锥，可用来对大试件局部磁化或绕电缆法检测，使其具有一定的机动性。采用的磁化电流一般为4 000~6 000 A的交流电或直流电，最高可达20 000 A。



(a) 固定式　　(b) 便携式

图7.5-58　磁粉探伤机

移动式磁粉探伤机具有比较大的灵活性和良好的适应性，可在工作场地许可的范围内自由移动，便于检测不容易搬动的大型试件。而便携式磁粉探伤机灵活性最大，适用于野外和高空操作，缺点是磁场强度比较小，磁化电流一般为740~1 500 A的半波整流或交流电。

目前磁粉探伤机的发展趋势是自动化、系列化，大量采用微机控制，特别注意检测速度，对探伤灵敏度要求不同的工件，采用不同类型和不同系列的探伤机和不同的磁化方法。

4.5　铸件的磁粉检测

对于铸件进行磁粉检测时，应根据铸件的大小、形状和磁粉检测的要求，采用不同的磁化设备和具体方法。对于大批量生产的较小铸件，可以采用固定式磁化设备，对于单件或小量生产的大型铸件则适合便携式磁化设备，有时用触头磁化，有的用磁轭、线圈、中心导体或软电缆等不同的具体磁化手段进行磁化。所有这些都由合格的检测人员根据铸件的具体情况和检测要求去决定。

由于铸铁件中有不同形状的石墨存在，在使用磁粉对其进行检测时，有不同的特点和要求。对于肉眼不易看清的细

长裂纹，有很好的灵敏度能呈现其形状、大小，但不易检测出其他缺陷，这些缺陷和石墨混在一起，使得缺陷和石墨的磁粉痕迹很难分辨。残熔的芯棒，也容易出现磁痕而错判为缺陷。

1）灰铸铁件的检测　对于表面和近表面缺陷，可以使用磁粉进行检测。

2）可锻铸铁件的检测　在可锻铸铁件中，气孔和针眼是常出现的缺陷，针眼是肉眼很难发现的很小缺陷，一般只有1.6 mm左右大，不超过75 μm深的短孔，可以用荧光磁粉检测。

3）球墨铸铁件的检测　对表面和近表面的缺陷，可以应用磁粉特别是荧光磁粉检测，但是要注意识别表面的石墨飘浮缺陷。露在机加工表面的石墨飘浮，为一层黑色斑，多呈不规则的开花状，目视仔细检查也能发现。

5　渗透检测

5.1　概述

液体渗透检测法是检验非疏孔性金属和非金属试件表面上开口缺陷的一种无损检测方法。将溶有荧光染料或着色染料的渗透剂施加在试件表面，渗透剂由于毛细作用能渗入到各种开口于表面的细小缺陷中，清除附着在试件表面上多余渗透剂，经干燥和施加显像剂后，在黑光或白光下观察，缺陷处可分别相应地发出黄绿色的荧光或呈现红色，用目视检验就能发现。液体渗透检测法可用于检验各种类型的裂纹、气孔、分层、缩孔、疏松、冷隔、折叠及其他开口于表面的缺陷；广泛用于检验非铁金属和钢铁金属的铸件、锻件、粉末冶金件、焊接件以及各种陶瓷、塑料及玻璃制品。

液体渗透检验法的优点是：①不受被检试件几何形状、尺寸大小、化学成分和内部组织结构的限制，也不受缺陷方位的限制，一次操作可同时检验开口于表面的所有缺陷；②不需要特别昂贵和复杂的电子设备和器械，可以以最小的投资用于检验各类材料和试件的表面缺陷，取得可观的经济效益；③检验的速度快，操作比较简便，大量的零件可以同时进行批量检验；④缺陷显示直观、检验灵敏度高。其缺点是：①最主要的限制是只能检出试件开口于表面的缺陷，不能显示缺陷的深度及缺陷内部的形状和大小；②无法或难以检查多孔的材料、表面粗糙时，也会使试件表面的本底颜色或荧光底色增大，以致掩盖了细小的、分散的缺陷；③难以定量地控制检验操作程序，多凭检验人员的经验，认真程度和视力的敏锐程度；④荧光检验时，需要配备黑光灯和暗室，无法在没有电力和暗室的环境下工作。

5.2　渗透检测方法

5.2.1　渗透检测方法的分类

（1）渗透剂的分类

类型：Ⅰ类—荧光渗透检验；Ⅱ类—着色渗透检验。

方法：方法A—水洗型渗透检验；方法B—后乳化（亲油的）渗透检验；方法C—溶剂去除型渗透检验；方法D—后乳化型（亲水的）渗透检验。

灵敏度等级：1级—低灵敏度；2级—中灵敏度；3级—高灵敏度；4级—超高灵敏度。

（2）显像剂的分类

a型—干粉显像剂；b型—水溶性显像剂；c型—水悬浮性显像剂；d型—非水湿显像剂；e型—特殊用途显像剂；f型—自显像。

（3）溶剂去除剂的分类

1类—含卤溶剂去除剂；2类—非含卤溶剂去除剂。

上述各种方法的优缺点和其适用范围见表7.5-23所示。

表7.5-23　渗透检测的种类、应用范围和优缺点

型式		着色探伤法		荧光探伤法	
		适用范围和优点	缺点	适用范围和优点	缺点
水洗型	自乳化型	适于检查表面粗糙的工件，不需暗室和紫外线光源，操作简便，成本低	灵敏度较低	最常用，适于检查表面较粗糙的工件，清洗简便，适用于中小件批量探伤	灵敏度较低，使用条件受限制，渗透液中不能混入水
	水洗型	适于检查不能接触油类的工件	灵敏度很低	适于检查不能接触油类的工件	灵敏度很低
后乳化型		应用较广，具有高灵敏度，不需暗室和紫外线光源。适于检查较精密工件	多一道乳化工序	灵敏度最高，适于检查精密工件，渗透液中若混入少量水分对渗透性能影响不大，且挥发性小，能探出极细微裂纹和宽而浅的缺陷	多一道乳化工序，不适用于检查表面较粗糙的工件，应用受设备等条件的限制
溶剂清洗型		应用较广，特别是使用制式喷罐，可简化操作，适用于大型工件的局部探测	若无喷罐清洗时，手工操作不易掌握，不适于大批量生产，成本较高	灵敏度较高，使用喷罐时，可对大型工件进行局部检查。适于探测疲劳裂纹等细小裂纹	若无喷罐清洗时，手工操作不易掌握，不适于表面较粗糙的工件和批量工件的检查，成本较高

5.2.2　渗透检验的基本操作程序

荧光和着色渗透检验方法的基本操作程序是：

检验前工件表面的预处理
↓
渗透剂的施加及滴落
↓
渗透剂的去除及干燥
↓
显像剂的施加
↓
显示的检验
↓
去除显像剂

5.3　渗透检测技术规范

5.3.1　渗透检验前工件表面的准备

对于渗透检验操作最重要的要求是必须让渗透剂渗透到开口于表面缺陷中去，此外还应让检验员能在着色和荧光本

底或背景下检验出缺陷，表面污染和某些处理可能会：影响渗透剂对工件表面的润湿；影响渗透剂渗入缺陷中；影响渗透剂从缺陷中返渗到工件表面、形成显示；影响荧光渗透液的发光亮度和着色液的颜色强度；掩盖真实显示，并引起虚假显示。

表面预处理的方法如下。

1）三氯乙烯蒸气除油　这种方法是一种最有效、最方便的除油方法。该方法特别适于去除非极性的矿物油和动物油之类的可溶解的有机污染物。

2）溶剂清洗　有机溶剂包括脂类和氯的碳氢化合物，如汽油、矿物油、酒精、三氯乙烷、苯和乙醚等。用溶剂清洗时，把工件浸在有机溶剂槽中，可以从工件表面除去油、脂污物和松散的金属屑。超声波清洗可去除工件表面开口缺陷中的污物。

3）乳化预清洗　乳化剂清洗能从工件上除去很多种污物，如润滑油、切割液、抛光剂或磁粉检验的残余物等。经过乳化清洗的工件，可在冷水中漂洗或冲洗，然后在60~80℃热水中进行最终清洗。

4）化学清洗　化学清洗法包括碱洗和酸洗。碱洗适用于去除锈蚀、油污、积炭等，多应用于铝合金。强酸溶液用于除去严重的氧化皮；中等酸度的溶剂用于除去轻度的氧化皮，弱酸溶液用于除去工件表面的薄金属。

5）机械清洗　包括喷丸、吹砂、砂纸打磨、刮削、金属丝刷等方法，可用于去除表面氧化皮、结垢或铁锈。

5.3.2 预清洗后的清洗、干燥和防护

在经过脱油脂清洗、乳化清洗、溶剂擦洗、碱清洗或酸洗对工件表面作预处理之后，为了确保其残液不留在工件表面上，当使用水基材料时，则应进行漂洗，以去除所有在预清洗中留下的残液或残渣。否则，这些残液或残渣可能要吸收黑光和影响后续使用的渗透液的性能。

清洗后整个工件应进行干燥处理，不仅工件表面上残存的水分，而且缺陷中的水分都要进行充分干燥，否则将影响渗透液渗入缺陷。

5.3.3 工序的安排

为确保渗透检验的有效性，工序的安排是相当重要的，工序安排一般应遵循如下原则。

1）渗透检验应在喷丸、吹砂、涂层、镀层、阳极化、氧化或其他表面处理工序前进行。表面处理后还需局部机加工的，对加工表面应再次进行检验。

2）凡制造过程中要进行浸蚀检验的零件，渗透检验应紧接在浸蚀工序后进行。

3）经过多次热处理的零件（焊接件），渗透检验应在温度较高的一次热处理后进行检验。

4）无特殊规定要求渗透检验的零件，应在所有加工完成之后，最终进行渗透检验。

5）铸件、焊接件及热处理后氧化皮的表面，允许吹砂后进行渗透检验。

6）使用过的零件，在去除表面积炭层、漆层及氧化层后进行检验。

7）若渗透检验和磁粉检验或超声检验都要进行时，应首先采用渗透检验，因为磁粉或耦合剂会阻塞或堵塞表面缺陷并且也是很难去除的。

8）疲劳开裂或压缩载荷下开裂的裂纹，不宜安排渗透检验方法，应采用其他合适的检验方法。

5.3.4 渗透液的施加

（1）渗透液的施加

渗透液的施加方法应根据工件大小、形状、数量和检验部位来进行选择，所选方法应保证被检部位完全被渗透液所覆盖，并在整个时间内保证工件处于湿润状态。

具体施加方法如下。

1）浸涂　适用于小零件的全面检验，可将一些小零件放在零件筐中或固定架子上以手工或自动传送方式在渗透液中浸渍。

2）刷涂　用刷子、棉纱或抹布沾渗透液进行涂刷，这种方法适用于零件的局部检验。

3）流涂　将渗透液直接流在工件表面上，根据零件要求来施加。

4）喷涂　采用喷枪或喷罐的方式喷涂在工件的表面上，适用于大型零件的局部检验或全面检验。

5）静电喷涂　静电喷涂时，渗透液在静电场作用下吸附到零件表面上，与零件表面结合紧密，有利于渗透液的渗入。

（2）渗透液在零件上的停留

渗透液在零件上的停留时间（渗透时间）是指渗透液施加到零件上与零件接触的全部时间（或到开始去除渗透剂之间的时间），它包括渗透液从零件表面流滴完毕的滴落时间。停留时间是渗透检验的一个重要参数，应长至使渗透液渗入任何小缺陷。但是，若停留时间太长，渗透液中的挥发成分挥发而使多余渗透液的去除困难。停留时间的长短应随所要求检验缺陷的尺寸大小来改变。

（3）影响渗透液渗入的因素

影响渗透液渗入缺陷的因素有：①渗透液的表面张力和润湿角；②工件表面的涂层和污染；③缺陷的形状因素；④渗透液中的污染和添加剂；⑤阻止渗透液进入表面开口缺陷和回渗的机械障碍物；⑥裂纹或缺陷内壁的表面粗糙度；⑦检验时的大气压力。

加强渗透的辅助措施：对工件和渗透液进行加热以提高渗透检验的灵敏度；在大多数情况下用真空法可提高检验的灵敏度；采用最佳工作频率的超声波振动渗透液，使其渗入缺陷部位。

5.3.5 表面多余渗透液的去除（清洗）

从工件表面去除多余的渗透液，总是希望把工件表面多余的渗透液清洗干净，而把缺陷中的渗透液保留下来，去除表面多余渗透液就是改善渗透检验表面缺陷的对比度和可见度以保证在得到合适背景的情况下，取得较满意的灵敏度。

一般用水清洗最方便。但由于渗透液的主要成分为油液，因此单纯用水清洗被检工件表面上的渗透液很困难。若在水中加入一些乳化剂，清洗就容易得多，这是因为油水之间互不相溶，加入乳化剂后，由于乳化剂吸附在油水两相界面上，以其亲油基与油相连，亲水基与水相连，把油和水连接起来，从而防止了它们的相互排斥作用。

5.3.6 显像

显像过程利用的也是渗透作用，当工件表面的一层渗透液被去除后，缺陷中的剩余渗透液将部分回渗到工件表面，这是因为缺陷内剩余的渗透液失去平衡，其中一部分会被吸到工件表面上来。虽然在平衡状态下，表面渗透液中带的渗透液含量已足以被检测到，但为了提高检测灵敏度，一般都采用显像剂。

施加的显像剂薄层的最佳厚度与毛细管效率及其覆盖或吸附力有关。显像剂的粉层太薄，当缺陷较小时，将不会吸出足量的渗透剂，从而不会形成一个扩大明显的显示。若显像剂施加得太厚，将淹没和削弱微小缺陷的渗透剂显示，会使显示模糊不清。施加显像剂的最佳薄膜厚度取决于显像剂的性质和被检金属表面的特性。

1）干粉显像剂的施加　施加干粉的方法有：采用喷粉柜喷粉显像；对于较小的零件，可埋在干粉显像剂中；对于较大的零件，可用手工撒或喷粉的方法；使用静电粉末喷枪喷撒。

2）水基显像剂的施加　水基显像剂可以用浸渍或喷涂的方法施加，工件被水清洗后，直接把显像剂施加在清洗后的工件表面上。在滴落了多余的显像剂后，工件应放入热空气循环烘箱中干燥（或风干），显像剂中的水分被蒸发。随着显像剂膜层的干燥，缺陷的显示渐渐地显示出来，这类似于干粉显像剂。

3）非水湿显像剂的施加　最常用的方法是喷涂。喷涂法能保证形成均匀的显像剂膜层而得到最灵敏的显示，喷涂时应注意工件与喷嘴的距离。采用压力喷罐法施加显像剂时，应不断地摇动喷罐，使罐内的粉剂悬浮液得以充分地搅拌，以便得到薄而均匀的显像剂膜层。

5.3.7　渗透检验后工件的清洗和防护

1）清洗　显像剂是渗透检验过程中所用的最后材料，它可能是干粉显像剂、非水悬浮显像剂、水悬浮显像剂、水溶显像剂等。在完成渗透检验的全过程，包括完成对渗透显示的解释以及把工件评定成可验收的、返修的和拒收的几种之后，应当去除显像剂涂层。去除的目的是为了保证在渗透处理后，不发生对工件的损坏或危害。对于干粉显像剂和水悬浮显像剂的去除应适合显像剂的类型；对于非水湿显像剂，可用清洁的干布或硬毛刷有效地从表面擦去，以满足要求，在有些情况下，用乳化剂乳化和清洗工件，也是很实用的清洗方法。

2）防护　渗透检验过程全部完成以后，工件表面常常比送检时干净。在一般温度和湿度条件下，几乎马上会在碳钢上出现铁锈，在镁合金工件表面上产生腐蚀。这要求立即采取防护措施。最廉价和最实用的方法是在渗透检验的最后水洗过程中，加些硝酸钠或铬酸钠化合物。在去除显像剂涂层后的清洗水中也加入这些附加物。

6　涡流检测

6.1　概述

涡流检测是以研究涡流与试件的相互关系为基础的一种常规无损检测方法，涡流检测是以电磁感应为基础。当试件被放在通有交变电流的激励线圈中或附近时（见图 7.5-59），进入试件的交变磁场可在试件中感生出方向与激励磁场相垂直的且旋涡状流动的电流（涡流），该涡流会转而产生一个与激励磁场方向相反的磁场使线圈中的原磁场有部分减小，从而引起线圈阻抗的变化。由于涡流的大小既取决于激励条件，如线圈的形状和尺寸、交变电流的频率、线圈与试件的相对位置等，也取决于与试件有关的一些参量，如试件材料的电导率、铁磁体试件的磁导率、试件的冶金质量（化学成分、热处理状态等）、试件表面和近表面处缺陷的有无、及试件的形状和尺寸等，因此，在一些参量可保持不变的情况下，通过对激励线圈阻抗变化的测量，或通过对另一附加的可感受磁场变化的专用检测线圈电参量的测量，就可对另一些参量作出检测。

涡流检测的主要优点是：对导电材料的表面或近表面检测有良好的灵敏度；在一定条件下可提供裂纹深度的信息；线圈与试件可不直接接触，无需耦合剂；对管、棒、线材等便于实现高速、高效率的自动化检测；适用于高温及薄壁管、细线、内孔表面等其他检测方法比较难以进行的特殊场合下的检测。主要缺点是：只限用于导电材料；对形状复杂试件难作检查；由于存在集肤效应只能检查薄试件或厚试件的表面、近表面部位；由于干扰因素多，需要特殊的信号处理；检测时难于判断缺陷的种类和形状。

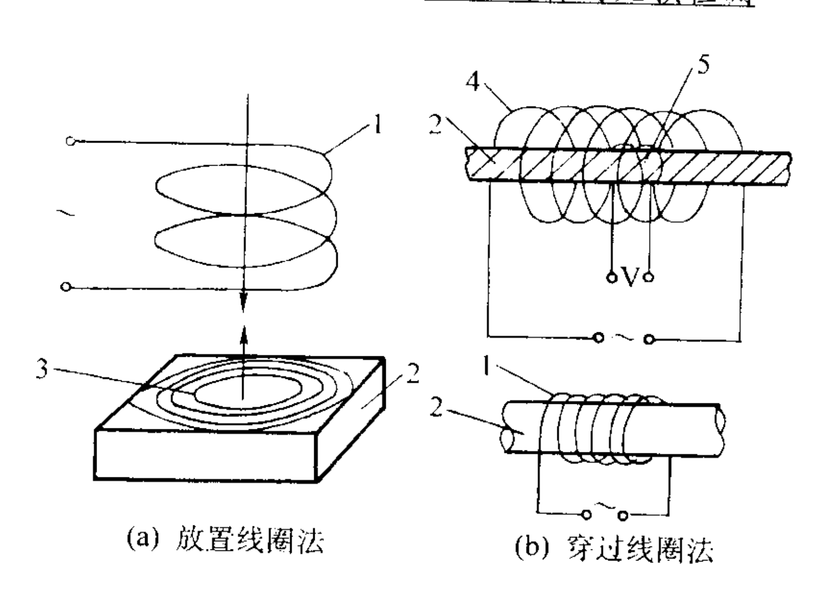


图 7.5-59　涡流的激励与检测
1—线圈；2—试样；3—涡流；4—激励线圈；5—检测线圈

6.2　涡流检测技术基础

6.2.1　金属的导电性

如果在金属的两端提供电位差 U，则其中的自由电子会按外加电位差的方向形成电流 I，电流的大小可用欧姆定律表示为 $I=U/R$。对于给定的导电材料，电阻 R 与导体的长度 L 成正比，与导体的横截面积 S 成反比，即

$$R=\rho\frac{L}{S} \tag{7.5-21}$$

式中，ρ 仅与导电材料有关，称为电阻率。电阻率的倒数（$1/\rho$）称为电导率 σ。

6.2.2　金属的磁特性

物质在外磁场的作用下感生出磁场的物理过程称为磁化。物质磁性的大小可用磁导率 μ 表示，它说明了物质感生出的磁场的强度（磁感应强度 B）与强度为 H 的磁场的关系

$$\mu=B/H \tag{7.5-22}$$

通常还采用相对磁导率 μ_r 来表示物质相对于真空中的导磁性能

$$\mu_r=\mu/\mu_0 \tag{7.5-23}$$

式中，μ_0 为真空中的磁导率，$\mu_0=4\pi\times10^{-7}$H/m。

6.2.3　电磁感应

1）电磁感应　当穿过闭合导电回路所包围面积的磁通量发生变化时，回路中就产生电流，这种现象叫电磁感应现象，回路中所产生的电流是感生电流，回路中产生的感生电动势 E_i 则等于所包围面积中磁通量 Φ 随时间变化的负值

$$E_i=-\mathrm{d}\Phi/\mathrm{d}t \tag{7.5-24}$$

此负值表明闭合回路内感生电流所产生的磁场总是阻碍产生感应电流的磁通的变化。

2）自感应　当线圈中通以交变电流 I 时，其所产生的交变磁通量也必将在本线圈中产生感应电动势，所产生的电动势称为自感电动势 E_L

$$E_L=-L\mathrm{d}I/\mathrm{d}t \tag{7.5-25}$$

式中，L 为自感系数。

3）互感应　当两个线圈相互接近，线圈中分别流过交变电流 I_1 和 I_2 的情况下，由线圈 1 中电流 I_1 所引起的变化的磁场通过线圈 2 时会在线圈 2 中产生感应电动势；同样，线圈 2 中的电流 I_2 所引起的变化的磁场在通过线圈 1 时也会在线圈 1 中产生感应电动势，所产生的感应电动势为互感

电动势。在线圈2和在线圈1中产生的感应电动势，在两线圈形状、大小、匝数、相对位置及周围磁介质给定的情况下可给出为

$$E_{21} = -M\frac{dI_1}{dt}, E_{12} = -M\frac{dI_2}{dt} \qquad (7.5\text{-}26)$$

式中，M 为两个线圈的互感系数。

6.2.4　集肤效应

由于交变磁场在试件中产生的涡流并不是自表面而下均匀分布的，而是在表面上涡流最为密集而随在材料中透入深度增大作指数衰减。涡流透入材料的距离称为透入深度，涡流密度衰减到其表面值 $1/e$ 的透入深度称为标准透入深度，可按下式计算

$$\delta = \frac{1}{\sqrt{\pi f\mu\sigma}} \qquad (7.5\text{-}27)$$

式中，δ 为标准透入深度，m；σ 为材料的电导率，S/m；μ 为磁导率，H/m；f 为频率，Hz。

对于实际的应用，标准透入深度 δ 是一个重要数据，图7.5-60为平板导体中涡流密度随透入深度而变化的曲线，图中表面涡流密度为1。

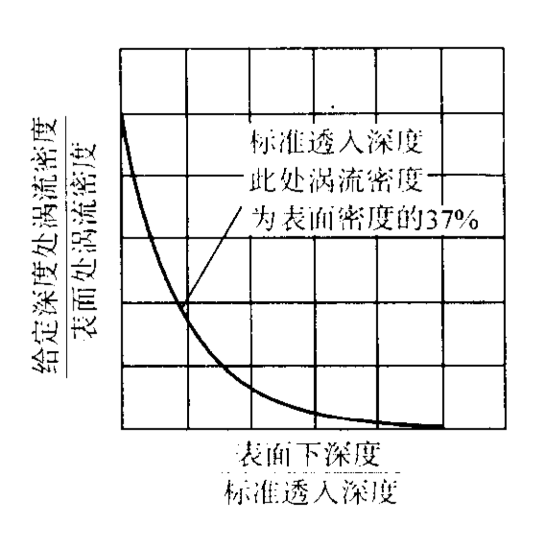


图7.5-60　涡流密度与透入深度的关系

6.2.5　涡流检测中线圈的阻抗分析

涡流检测中，要用许多阻抗平面图来描述缺陷、电导率、磁导率和尺寸变化与线圈阻抗的关系。

（1）耦合线圈的阻抗和归一化

两个线圈（线圈1和线圈2）相耦合且在线圈1通以交流电流时，由于互感作用两线圈之间的电流与电压会互有影响，当线圈2不接负载时，线圈1的等效阻抗为线圈1原有的阻抗 Z_1 不变（$Z_1 = R_1 + j\omega L_1$）。而当线圈2的负载短路时，线圈1的等效阻抗为 $R_1 + j\omega L_1$（$1 - k^2$），即比线圈1的原有阻抗减小了 $j\omega L_1 k^2$ 大小（其中 k 为耦合系数）。如将线圈1的等效阻抗作一复数阻抗平面，即以电阻 R 为横轴，以感抗 X 为纵轴并以负载 R_2 为参数作出的轨迹曲线，如图7.5-61a所示。它是一个近似的半圆（在右边），这个半圆的直径为 $k^2\omega L_1$，线圈1的感抗 X 从 ωL_1 单调减少到（$1 - k^2$）ωL_1，而电阻 R 由 R_1 增加到 $R_1 + k^2\omega L_1/2$ 最大值后再减少回到 R_1。

用这样的阻抗平面来了解线圈阻抗变化要比公式直观得多，容易理解。但是由于不同的线圈阻抗和不同的电流频率有不同的半圆直径和位置，而且有时线圈阻抗的轨迹曲线不是半圆，因此，要进行相互比较有困难。为此，用线圈1原有的感抗 ωL_1 来除纵轴和横轴的 X 和 R，可以获得归一化阻抗曲线，如图7.5-61b所示。这样，半圆直径在纵轴上的位置，上端为（0，1），下端为（0，$1 - K^2$），其半径为 K^2，半径上的参变数 R_2 用归一化频率 F 来表示，则有

$$F = \frac{\omega L_2}{R_2}。 \qquad (7.5\text{-}28)$$

在半圆上端 F 等于零，中间 F 等于1，下端 F 为无穷大。归一化处理后的电阻和电抗都是无因次量，并且都一定小于1。根据这个方法得到的阻抗平面图的格式是统一的，因而具有通用性。

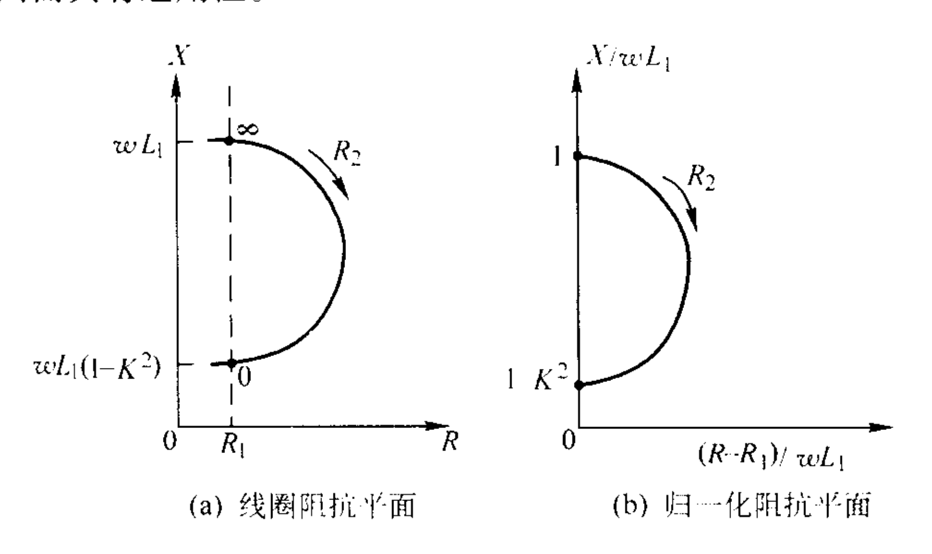


图7.5-61　阻抗平面图

在涡流检测时，若通以交变电流的线圈中没有试件，则可以得到空载阻抗 $Z_1 = R_1 + j\omega L_1$；若在线圈中放入试件，则线圈的阻抗将变为 $Z = R + jX$。随着材料和试件性质的不同，对检测线圈的影响也不一样，因而，试件性质的变化可以用检测线圈阻抗特性的变化来描述。

（2）放置式线圈的阻抗

放置式线圈（也称探头式线圈）是涡流检测使用最为广泛的一种线圈，在大多数情况下，由平线圈组成，用于检测平表面试件或表面曲率半径比较大的试件，也可以做成弯曲的，以便与试件的外形吻合。影响放置线圈阻抗的主要因素如下。

1）提离效应（检测线圈与试件间距离的影响）　当涡流线圈从非铁磁性导体材料表面提起一距离时，线圈电流所产生的磁力线有一部分将不能到达试件，如果线圈远离试件表面，所产生的磁力线不再能到达试件，此时线圈的感抗等于空线圈感抗，这是在探测非铁磁性材料时所能获得的最高感抗值。反之，如果线圈接近试件表面，它的磁力线会与试件更多地交联，在试件中感生出的涡流反抗着线圈磁场的变化，线圈的自感和感抗因之减少，当线圈平面放置得与试件表面稳定接触时，可得减少的极限值。

2）边缘效应　当线圈移近试件边缘时，由于部分磁场落到试件外面会出现边缘效应，对于非磁性材料，对响应所产生的影响类似提离的影响。

3）其他　试件频率变化、试件电导率的变化及试件厚度与涡流透入深度的比值和试件厚度的变化等均可影响放置线圈的阻抗。图7.5-62表示试验频率、试件电导率、提离对放置线圈阻抗的影响。

（3）带无限长导电圆棒的穿过式线圈的阻抗

德国福斯特在分析线圈阻抗的变动时，提出了一个设想的模型：当通有交变电流的无限长线圈中有导电圆柱体时，圆柱体的整个截面上有一个恒定不变的磁场，而磁导率却在截面上沿半径方向变化，并使这种情况下所产生的磁通量等于真实情况下圆柱体内的磁通量。他把事实上变化着的磁场强度和恒定不变的磁导率，用一个恒定的磁场强度和变化着的磁导率所取代，这个变化着的磁导率称为有效磁导率，用符号 μ_{eff} 表示，它的大小为

$$\mu_{eff} = \frac{2}{\sqrt{-jkr}} \times \frac{J_1(\sqrt{-jkr})}{J_0(\sqrt{-jkr})} \qquad (7.5\text{-}29)$$

式中，$k = \sqrt{\omega\mu\sigma}$；$r$ 为圆柱体的半径；J_0（$\sqrt{-jkr}$）为零

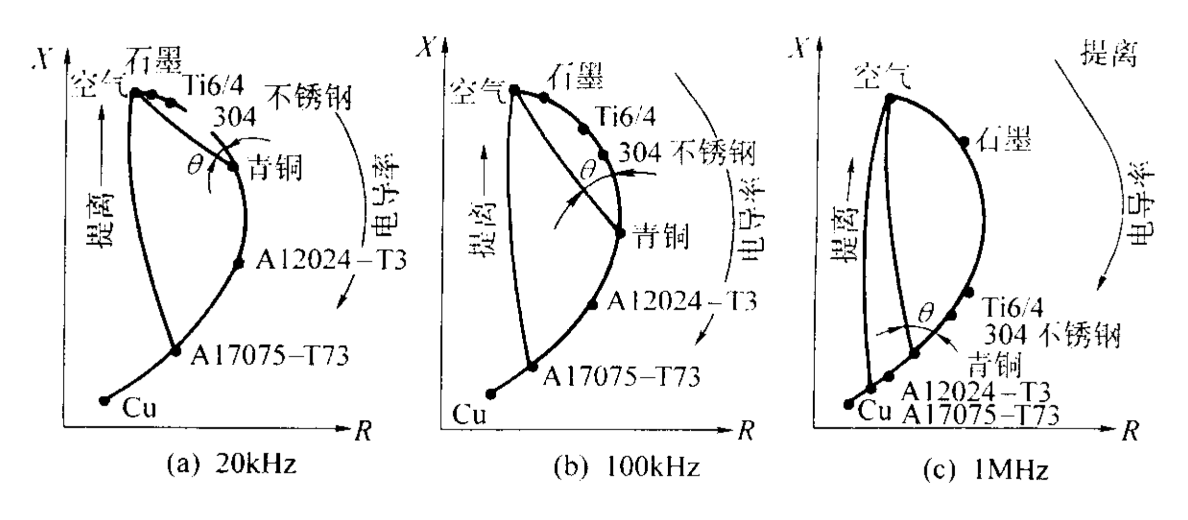


图 7.5-62　频率、电导率、提离的改变对放置线圈阻抗的影响

阶贝塞尔函数；J_1（$\sqrt{-j}kr$）为一阶贝塞尔函数。

对于有效磁导率 μ_{eff}，有：①在试件的整个截面上大小、相位不变；②为一复数，有虚部和实部，幅值小于 1。这样，计算磁化线圈的阻抗或检测线圈的电压时就可以用假定不变的场强 H_0 与材料常数 μ_{eff} 的相乘积来进行。

在引入了有效磁导率的概念并对它进行分析以后，福斯特把使贝塞尔函数变量（$\sqrt{-j}kr$）的模为 1 的频率称为特征频率，用符号 f_g 表示：

$$f_g = \frac{1}{2\pi\mu\sigma d^2} \tag{7.5-30}$$

式中，σ 为电导率；d 为试件直径。

应该注意到，对于特定试件，特征频率既非试验频率的上限也非下限，而且也不一定是应予采用的最佳试件频率，它只是一参考数或特征数，但它含有除缺陷外棒材尺寸和材料性能的全部信息。任何实际的涡流试验频率 f 可以特征频率 f_g 作为一参考值表示为 f/f_g，此时试验频率比 f/f_g 可表示为

$$f/f_g = \frac{f\mu_r\sigma d^2}{5\,066}。 \tag{7.5-31}$$

对于一般的检测频率 f 而言，贝塞尔函数的变量（kr）可以表示为 $kr=\sqrt{f/f_g}$。又由于有效磁导率 μ_{eff} 的数值随变量 kr 的不同而变化，因此，只要知道一个试件的特征频率 f_g 并计算出检测频率 f 与特征频率 f_g 的比值，就可以计算出有效磁导率的数值。可见有效磁导率的数值完全取决于频率比的大小，而有效磁导率又决定了试件内涡流和磁场强度的分布。由此，试件中涡流和磁场强度的分布又仅仅是频率比的函数。从这种方法可以得到的结论是：对于两个不同的试件，只要各自对应的频率比相同，则有效磁导率、涡流密度和磁场强度的几何分布也相同，这就是涡流检测的相似律。对于在涡流检测中那些不能用数学计算提供理论分析结果，也不能精确地直接用实物加以实测的问题，可以根据涡流检测相似律通过模型试验来推断检测结果。

在叙述有效磁导率的概念时，假设试棒直径 d 完全填充了内径为 D 的检测线圈，但实际上 d 必须小于 D 以便试棒自由地通过线圈，在棒处于线圈中心位置的情况下，用 $(d/D)^2$ 表示检测线圈面积被试棒填充的分数称为居中填充因子 η。

通过计算可以得出，对于电导率为 σ 的非铁磁性无限长均质圆棒，检测线圈的电压 V_{sec} 可表示为

$$V_{sec} = V_0\ (1-\eta+\eta\mu_{eff}) \tag{7.5-32}$$

式中，V_0 为在线圈中无试样时（$d=0$）空线圈的电压，设检测线圈匝数为 N，则

$$V_0 = 2\pi fN - \frac{\pi D^2}{4}H_0\times10^{-8} \tag{7.5-33}$$

归一化的检测线圈电压可表示为

$$\frac{V_{sec}}{V_0} = 1-\eta+\eta\mu_{eff} \tag{7.5-34}$$

图 7.5-63 是含非铁磁性圆棒线圈的阻抗平面图。

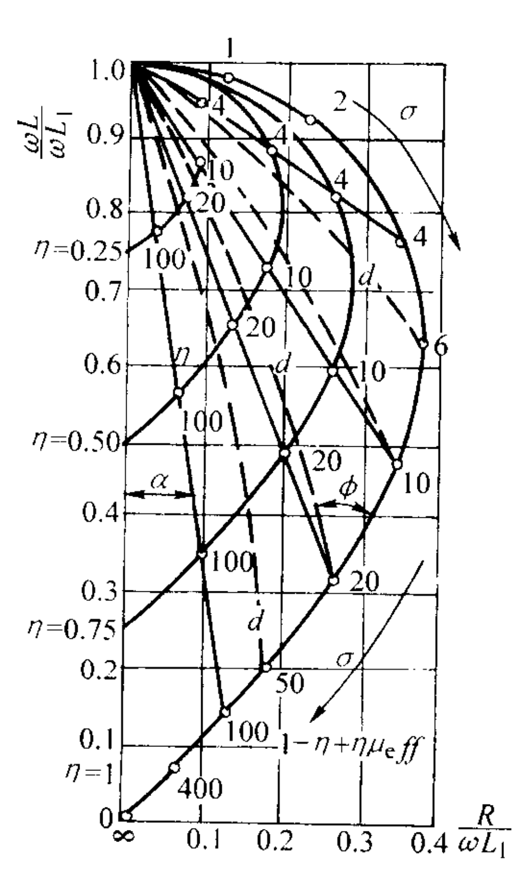


图 7.5-63　含非铁磁性圆棒线圈的阻抗平面图

（填充因子为 0.25、0.50、0.75、1.00，虚线表示直径变化的方向）

(4) 带管材的穿过式线圈和内通过式线圈的阻抗

1) 薄壁管的情况　对于涡流检测，薄壁管是指涡流密度沿整个壁厚近乎均匀和管子壁厚较之管径很小的管子。设检测线圈内径为 D，管子外径为 d_a、内径为 d_i，则在外穿过式线圈情况下线圈的填充因子定义为

$$\eta = (d_a/D)^2 \tag{7.5-35}$$

而在内通过式线圈情况下线圈的填充因子被定义为

$$\eta = (D/d_i)^2。 \tag{7.5-36}$$

对于外穿过式线圈或内通过式线圈，薄壁管的特征频率 f_g 可表示为

$$f_g = \frac{5\,066}{\mu_r\sigma d_i\delta} \tag{7.5-37}$$

式中，δ 为管壁厚度。非铁磁性薄壁管 μ_{eff} 与 f/f_g 的关系及信号复阻抗平面如图 7.5-64 所示。

2) 厚壁管的情况　厚壁非铁磁性管的穿过式线圈检测当填充因子为 1 时，其阻抗变化处于图 7.5-65 的阴影区中，阴影区表明了线圈阻抗的整个变化范围。

以上讨论都局限于非铁磁导电圆柱体试件，如果试件是铁磁材料，其频率比应该用相对磁导率进行修正。因此，当检测线圈接近铁磁材料时，线圈阻抗的感抗部分将大大增加；而在非铁磁性材料中线圈阻抗的感抗部分将减少。被检

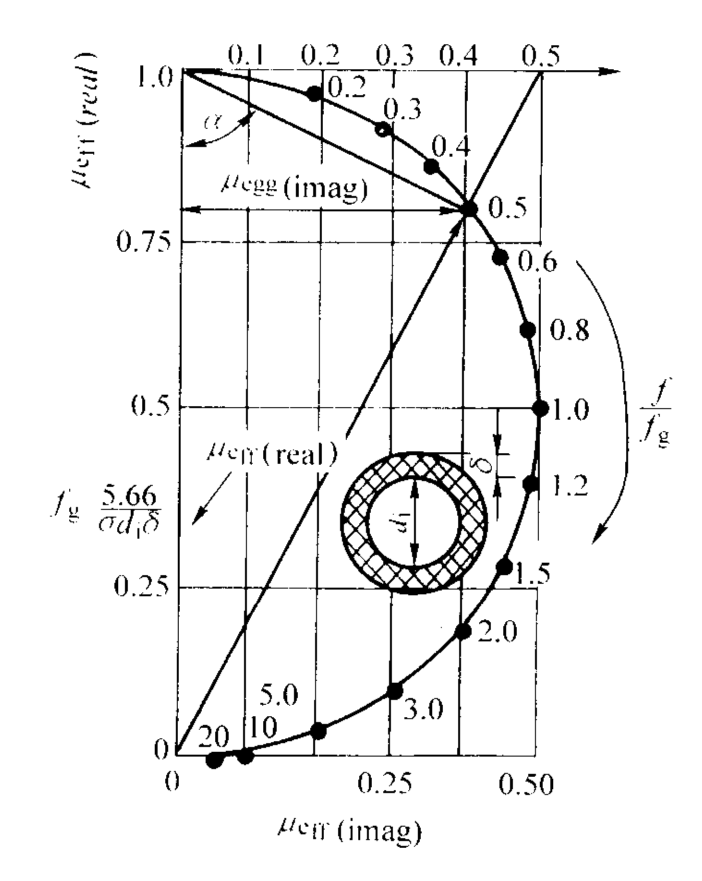


图 7.5-64　含非铁磁性薄壁管线圈的阻抗平面图

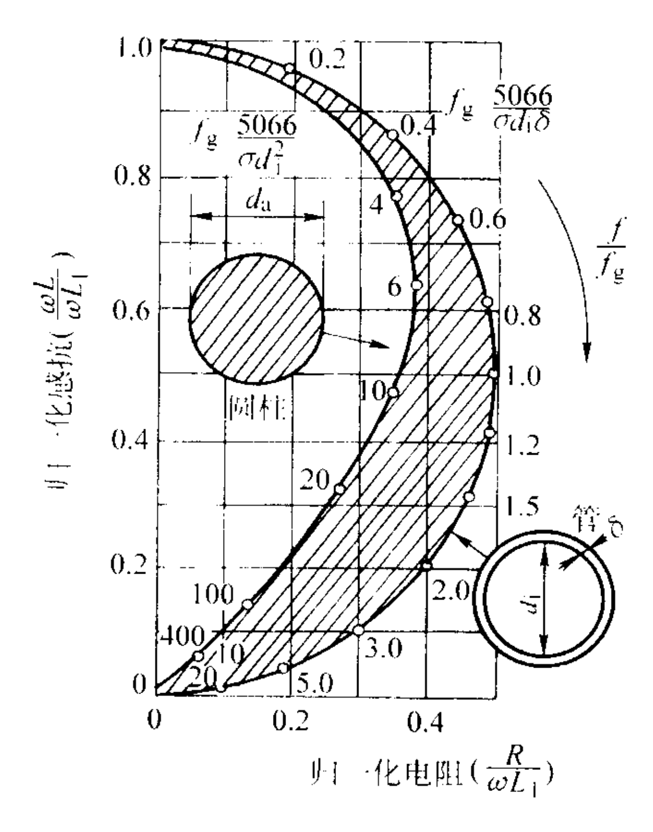


图 7.5-65　厚壁管非铁磁性穿过式线圈阻抗变化

材料的磁导率将强烈地影响涡流的响应，在用涡流检测磁性材料试件时，应与检测非磁性材料试件有所不同，特别是某些因素（如成分、硬度、剩余应力和缺陷等）既会影响电导率，又会影响磁导率，情况就变得比较复杂。在低频情况下，问题更加突出，这是由于低频时磁导率的改变对涡流响应的影响通常要比电导率变化的影响大得多。

为了消除铁磁性材料磁导率对涡流检测的影响，可以对试件被检测部位上施加磁化场，使材料被磁化到饱和区，此时的相对磁导率约等于1。一般可采用直流磁化场，但所需直流电源的成本比较高。为了降低配套设备的制造费用，只要将材料磁化到使其增量磁导率处于常数的区间即可，此时铁磁性材料检查区磁导率的变化实际上已不再产生影响，就可当作非磁性材料进行检测。

6.3　涡流检测方法

6.3.1　检测频率的选择

涡流检测所用频率范围从 200 Hz 到 6 MHz 或更大，大多数非磁性材料的检查采用的频率是数千赫，检测磁性材料时采用较低频率，例如 1 kHz。在任何具体的涡流检测中，实际所用的频率由被检材料的厚度、所希望的透入深度、要求达到的灵敏度或分辨率以及不同的检测目的等所决定。

对透入深度来说，频率越低透入深度越大。但降低频率的同时检测灵敏度也随之下降，检测速度也可能降低。因此，在正常情况下，检测频率要选得尽可能高，只要在此频率下仍能有必需的透入深度即可。若只是需要检测试件表面裂纹，则可采用高到几千兆赫的频率。若需检测相当深度处的皮下缺陷，则必须牺牲灵敏度而采用非常低的频率，这时不可能检测出细小的缺陷。

由于在铁磁性材料中透入深度低，检测时通常采用较低的频率，即使在检测试件表面裂纹时采用较高频率，但与检测非磁性材料表面裂纹时采用的频率相比仍然是相当低的。

对非铁磁性圆棒的检测来说，工作频率的选择可采用图表法估算，如图 7.5-66 所示，图上三个主要变量为电导率、试件直径和工作频率。第四个变量，即在此单一阻抗曲线上的工作点，也在这图上做了考虑。通常对于圆柱形棒料，所要求的工作点对应于 $kr = r\sqrt{\omega\mu\sigma}$ 一个值，这个值近似为 4，但可在 2～7 范围内变动。图 7.5-66 的使用方法如下：①在 A 线上取棒料的电导率；②在 B 线上取棒料直径；③将这两点的连线延长使之与 C 线相交；④从 C 线上的交点垂直向上划直线，与所需的 kr 值所对应的水平线相交，得到一点；⑤从此交点在频率图（斜线）中的位置，即可读出所需的工作频率。

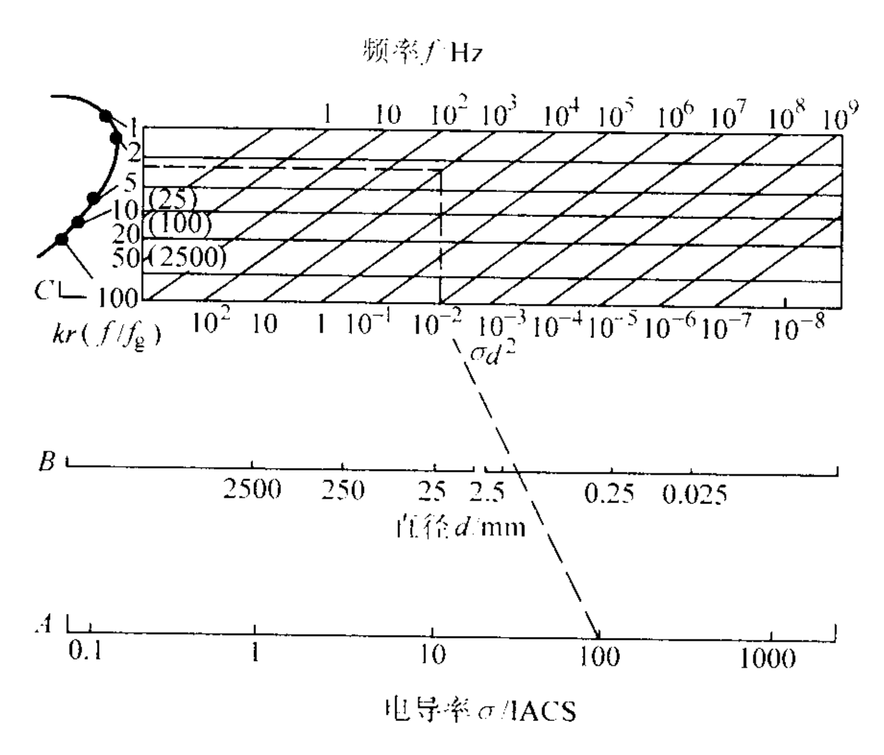


图 7.5-66　用于非铁磁性圆柱形棒检测的频率选择图表

检测速度在每秒几米以上时，必须考虑速度对检测频率的影响，检测速度高，缺陷通过检测线圈的时间较短，缺陷信号的波数相应减少了，当信号波数在几个以下时，检出的概率就要降低，这时必须提高检测频率，以免漏检。

6.3.2　检测用线圈

涡流检测用线圈按检测时线圈和试件的相互位置关系可分为三大类。

1）穿过式线圈　主要用于检测管材、棒材、丝材、球体、滚珠等各种能从线圈内部通过的导电试件，容易实现批量、高速的自动检测，广泛用于小直径的管、棒、线材等试件的表面质量检测。由于线圈产生的磁场首先作用在试件外壁，因此检出外表面缺陷的效果较好，而内表面缺陷的检验是利用磁场的透入来进行，它的检出灵敏度比外壁低，厚壁管材的内表面缺陷不能采用穿过式线圈来检测。

2）内插式线圈　适用于对组装好的管子进行检测，或对大的部件内直径小而深的钻孔、螺纹孔以及厚壁管内表面质量进行检测。

3）探头式线圈　适用于各种板材和大直径（直径大于 75 mm）的管、棒材的表面检测，特别是检测周向裂纹。还可用于检测形状比较复杂的试件某一区域的性质以及用于现

场检测等，应用非常广泛。与穿过式线圈相比，由于探头式线圈的体积小，磁场作用范围也小，适于检测尺寸较小的表面缺陷。这种线圈也比较适用于形状比较复杂的机械零件检测。

在检测裂纹等缺陷时，线圈的放置要使涡流流动方向尽可能与缺陷相垂直，以便从缺陷得到最大的响应。若涡流流动方向与缺陷平行，则涡流流动的变化将会很小，甚至没有畸变，就不能检出缺陷。例如，当检测一平面上与该平面成一角度的裂纹时，应采用探头式线圈。而对检测平行于试件表面的分层缺陷来说，就不宜采用探头式线圈。

检测线圈的使用方式一般分为绝对式、标准比较式和自比较式三种。绝对式是直接测量检测线圈的阻抗变化，标准比较式和自比较式都采用两个线圈反向串联，当它们的阻抗相同时，线圈中没有输出。标准比较式线圈中一个放置标准试件，另一个放置被检试件，两者若有差异可用适当仪器指示出来，这种方法常用于材料分选。在很多情况下，由于变化因素较多，标准比较式线圈不大适用。自比较式线圈用途比较广泛，两个线圈比较被检试件的两个邻近部分，若两段是相同的则此线圈组无输出，这种方法对被检材料上尺寸的逐步变化，或者各被检材料之间的显著变化都没有信号显示，而对缺陷（通常是突变发生的）则非常明显。

6.3.3 对比试样

涡流检测用的对比试样，一般都采用与被检试件同样牌号和状态的材料，用同样的加工方法制作。在用于检测的试样上还加工有一定规格的人工缺陷，有时也可以直接从试件中选取具有典型缺陷的试件作对比试样。由于对比试样随检测目的及被检试件的材质、形状、大小等有所不同，因此，种类繁多，其中人工缺陷的种类和形状见表 7.5-24 所示。

表 7.5-24 人工缺陷的种类和形状

种　类	形　状	要规定的尺寸
槽	矩形槽	深、长、宽
	用铣刀加工的圆弧形槽	
钻　孔	通　孔	钻孔直径
	平底孔	钻孔直径与深度

对比试样主要用于检测和鉴定涡流检测仪的性能，例如灵敏度、分辨率、端部不可检测长度等。利用对比试样选择检测条件，调整检测仪器以及在检测中利用对比试样定期检查仪器的工作正常与否，还可利用对比试样的人工缺陷作为调整仪器的标准当量，以此来判断被检试件是否合格。

6.4 涡流检测设备构成

不同的涡流检测仪是根据不同的检测目的和应用不同的方法抑制干扰信息、拾取有用信息的电子仪器。随着用途的不同，检测线圈的不同以及分离影响检测线圈阻抗的各种因素的方法不同等，研制出了各种类型的涡流检测仪器。但大多数涡流检测系统必须具有以下功能：①激励检测线圈；②用被检试件来调制检测线圈的输出信号；③在放大以前对检测线圈的信号进行处理；④将信号放大；⑤对信号作检波或解调以及分析等；⑥信号的显示或记录。

涡流检测仪一般由振荡器、探头（检测线圈及其装配件）、信号输出电路、放大器、信号处理器、显示器、记录仪、电源等几部分组成，如图 7.5-67 所示。涡流检测仪的工作原理是：振荡发生器产生的各种频率的振荡电流经检测线圈，线圈产生交变磁场并在试件中感生涡流；同时，受导电试件影响使电性能发生变化，通过信号检出电路将检测线圈电性能的变化（包含待测信息）转变成电信号输出，经放大器放大，信号处理器消除各种干扰，然后输入显示器显示检测结果。对涡流检测来说，抑制干扰特别重要，随着检测目的和要求的不同，各种涡流检测仪中的信号处理器是不相同的，它们包括用于相位分析的同步检波器和移相器，用于频率分析的滤波器，用于振幅分析的幅度鉴别器以及用于抑制提离效应的不平衡电桥和谐振抑制电路等。

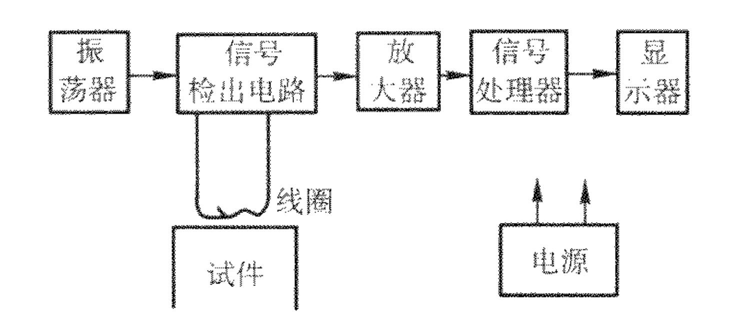


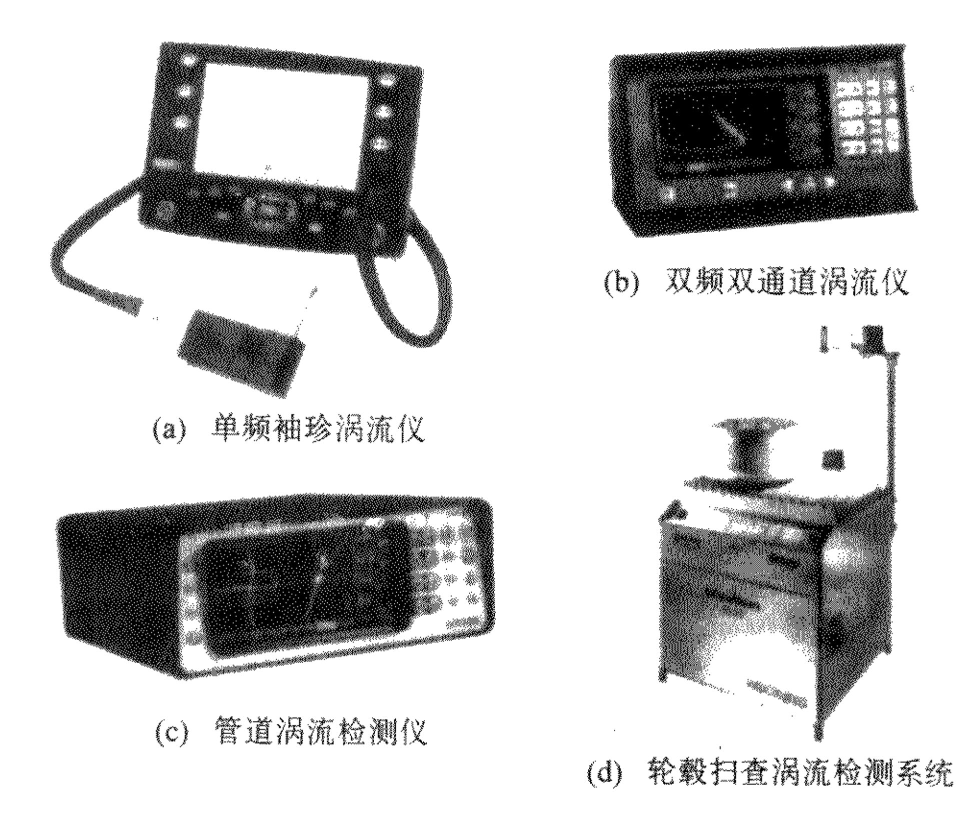
图 7.5-67 涡流检测仪的基本组成

常用的涡流检测仪有涡流导电仪、涡流测厚仪和涡流探伤仪。常用的涡流检测仪的形式和特性见表 7.5-25 所示。

表 7.5-25 常用的涡流仪器的形式和性能

仪器形式	频率范围	被测信号	同时使用的频率数目	特　性
电阻器和单线圈	1 kHz ~ 5 MHz	幅值	1	直接读数，模拟式仪表
检测线圈和平衡线圈不平衡电桥	1 kHz ~ 5 MHz	幅值 相位 x_1, x_r	1	信号可旋转相位。显示阻抗平面，频率连续可调
检测线圈和可变的阻抗不平衡电桥	1 kHz ~ 2 MHz	幅值 相位 x_1, x_r	1	直接读出厚度和电导率
感应电桥	100 Hz ~ 50 MHz	幅值 相位	2	同时测量四个变量，直接读出厚度和提离值

图 7.5-68 给出了工业检测中实际使用的几种涡流检测仪。



(a) 单频袖珍涡流仪　(b) 双频双通道涡流仪　(c) 管道涡流检测仪　(d) 轮毂扫查涡流检测系统

图 7.5-68 涡流检测仪

6.5 涡流检测的应用

涡流检测虽然只能用来发现试件表面和近表面的缺陷。但由于它具有简便、不需要耦合剂和容易实现高速自动检测的优点，在某些行业得到了广泛的应用。

6.5.1 管材检测

涡流检测管子的方法决定于管材直径的大小，直径75 mm以下的管子一般采用穿过式线圈。对直径的限制主要在于对分辨率的要求，随着直径的增加，同样大小缺陷在整个被检测面积中的百分比越来越小。

检测时，管子纵向通过一个同心线圈组，线圈组包括一只激励线圈、以差动方式连接的检测线圈，当检测铁磁性管材时，还包括一只磁饱和线圈。检测线圈监视感生电流的流动，且能检测出由于缺陷所产生的电流变化。由于涡流流动具有方向性，此种方式最适用于检测凹坑、锻屑、发裂、折叠和裂纹等缺陷。检测速度一般为每秒0.5 m。穿过式检测线圈方式在电和机械两方面都很简单，是一种低成本和高效率的检测方法。

直径超过75 mm的管子由于穿过式线圈法对缺陷的分辨能力不足，大多改用探头式线圈，对大直径管子最好采用多探头检测。探头的数量决定于管径大小，例如用于检测直径为250 mm的管材时，采用了14个探头组成探头组。探头组的外形做得和管子曲率一致，探头组中嵌进了耐磨的淬硬靴块，设计成可以直接骑在管子表面。多探头方式的优点是改进了灵敏度，这是因为检测线圈非常接近于被检试件。

6.5.2 厚度测量

由于集肤效应的存在，金属厚度的涡流测量有一临界厚度，这取决于检测频率和金属的电导率，在测量时，还必须考虑到边缘效应、表面曲率、表面粗糙度和清洁度以及探头压力的影响。

涡流测厚主要是指金属基体上膜层厚度的测量和金属薄板厚度的测量。膜层厚度的测量范围一般在几微米到几百微米之间，特殊的可达几毫米。对绝缘涂层，通常为了抑制电导率和试件尺寸的影响，以适用各种基体金属和较薄试件膜层厚度的测量，涡流测厚仪都采用比较高的工作频率。对导电涂层，只有在基体与膜层之间的电导率相差比较大时，才有可能进行测量。在测量磁性材料表面膜层厚度时，检测频率一般比较低，因为频率太高时试件表面状态的影响比较大。利用涡流法测量金属薄板厚度不仅设备简单、检测迅速、使用方便、没有污染，而且板材越薄时检测精度越高。

6.6 电磁分选

电磁分选是从某些使用电流的其他磁性方法尤其是磁粉法和涡流法中分离出来的。电磁方法也称磁感应法，它以感应电流作为磁场源，只能用于铁磁材料。该方法采用低频电流，通常不超过400 Hz，常用的是60 ~ 100 Hz，发展的趋势是采用更低的频率，如10 ~ 60 Hz。在电磁方法的应用中，金属的磁导率 μ 是最主要的变量，作为影响磁滞的其他因素还有金属的化学成分、冶金组织和热处理等。

电磁方法是分选或区分铁磁材料的一个主要手段，它以化学的、物理的和机械的变量为基础，包括化学成分、冶金组织、硬度和残余应力等，是一种快速、方便和经济的手段，可以部分代替常规化学分析、硬度和拉伸试验等。

6.6.1 放置线圈的分选应用

涡流检测对电导率、磁导率和几何形状三个变量敏感。在分选时，如果感兴趣的冶金变量可以用这三个变量来推断，涡流检测法就很适用。对于非磁性材料，如果试件的厚度超过标准透入深度（集肤深度），分选就可以通过电导率的检测来进行，即先在已知材料试样上建立相应阻抗值，再从待分选试样上获得读数与之相比较。

（1）电导率的测量

1）影响电导率的因素有合金化元素的添加和热处理及机械应力。

2）影响电导率测量结果的因素。主要有试件表面的曲率、边缘效应、试件厚度、非导电体覆盖层厚度或提离以及温度等。

3）测定电导率时工作频率的选择。电导率不同的一些非磁性材料的阻抗平面图如图7.5-62所示。可注意到，与铝相比，青铜的电导率轨迹和提离轨迹之间的分离角 θ 要小得多。频率的选择应使材料电导率变化的方向与所抑制参量的方向有明显的不同。在低频处（图7.5-62a）青铜的 θ 角小、提离的抑制就比较困难；选择较高频率（图7.5-62c）使 θ 角增大，可使电导率变化的测量灵敏度提高。对于钛合金，频率应选在500 kHz ~ 1 MHz之间，对于铝合金应在20 ~ 100 kHz之间。

4）用于校准涡流电导率仪的试块。对于涡流电导率仪的校准，所需试块的数量取决于检测目的和要求的准确度。标准试块的电导率范围应在仪器测量范围之内，且应覆盖所测电导率的范围，希望有与校准范围低端和与校准范围高端电导率之差至少超过10%IACS，但不超过25%IACS的试块，试块需要有足够数量，以得到一条能覆盖所测范围的光滑连续曲线。试块应有一定的尺寸以防止边缘效应。

（2）混掺铝合金制件的涡流电导率分选

当两种或多种相混掺合金的电阻率会相重叠时，通过涡流电导率的测定进行分选是有局限性的。

对于典型的铝合金电导率范围在20% ~ 65%IACS，大多数涡流电导率仪均可直接读出其%IACS值。典型的市售涡流电导率仪对于铝和铜合金测量范围可以是8% ~ 110% IACS，对于钛、锆、镍和其他低电导率合金可为0.8% ~ 3.5%IACS。另一些标准型的涡流绝对值测量仪也可用于分选铝合金，但是必须对检测频率、相位分析及其调节进行调整以得最佳结果。

6.6.2 穿过式线圈的分选应用

图7.5-63为含无限长均质非磁性（$\mu_r = 1$）圆棒线圈的阻抗平面图，可以看到：①对于给定的 σ，直径变化的方向如虚线所示（用 d 表示）；②随填充因子 η 的减小，试验的信号点向左上方移动，当试棒直径为零时达到左上角的空线圈点；③直径变化影响与电导率变化影响的分离对于不同的填充因子，在电导率曲线的靠近下端可满足夹角大的要求，相位分析最为有效；①从填充因子为1的外曲线上任一 f/f_g 点到左上角的空线圈点画一直线与所有填充因子较小的曲线准确相交在 f/f_g 值相同的点，换言之，在电导率轨迹曲线上的任一点到空线圈点画一直线即表示在一定的试验频率下填充因子变化的影响，图中用实线表示。

对于非磁性棒的分选，试验频率的选择是重要的，试验频率非常低时，电导率轨迹曲线与直径变化曲线的角度是非常小的，在此区域分离两者的影响是困难的，测得的是两者的变化，当试棒直径已知且是一致时，在此区域可测量电导率的影响，低频区的有用之处在于涡流的透入可较深，可测得试棒较深层处的性能。当 $f/f_g > 4$ 时，分离直径和电导率变化的影响就比较容易，理论上，$f/f_g = 6$ 时电压的实部（涡流的损耗）处于最大值，总的灵敏度最大，但对于两种影响的分离来说，操作者常采用大于10的频率比，此时夹角 ϕ 可很大，在高频下涡流在试棒中的透入深度可变得很浅，试棒内部性能的变化对直径测量的影响可以很小。

7 其他无损检测方法

7.1 声发射检测技术

7.1.1 概述

材料或试件受力作用时产生变形或断裂而以弹性波形式释放出应变能的现象，称为声发射。声发射技术是根据这种弹性波判断材料的内部受损程度的一种无损检测方法，它与各种常规无损检测方法的主要区别在于它是一种动态无损检测方法，它的信号来自缺陷本身，裂纹等缺陷在检测中主动参与了检测过程，而当裂纹等缺陷处于静止状态、没有变化则不能实现声发射检测。因此，声发射技术可以用来长期连续地或间歇地监视缺陷对材料或构件的安全性影响。

声发射技术是一种新兴的动态无损检测技术，涉及声发射源、波的传播、声电转换、信号处理、数据显示与记录、解释与评价等基本概念，基本原理如图 7.5-69 所示。

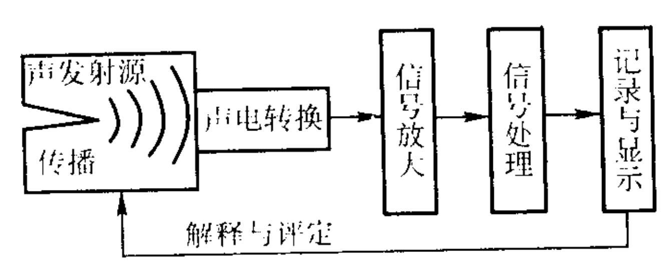


图 7.5-69 声发射技术基本原理

广义而言，声发射是指材料局部因能量的快速释放发出瞬态弹性波的现象。材料在应力作用下的变形与裂纹扩展，是结构失效的重要机制。这种直接与变形和断裂机制有关的弹性波源，通常称为典型声发射源。近年来，流体泄漏、摩擦、撞击、燃烧、磁畴壁运动等与变形和断裂机制无直接关系的另一类源，称为其他或二次声发射源。

声发射检测的主要目标是：①确定声发射源的部位；②鉴别声发射源的类型；③确定声发射发生的时间或载荷；④评定声发射源的严重性。一般而言，对超标声发射源，要用其他无损检测方法进行局部复检，以精确确定缺陷的性质和大小。

与其他无损检测方法相比，声发射技术具有两个基本差别：①检测动态缺陷，如缺陷扩展，而不是检测静态缺陷；②缺陷的信息直接来自缺陷本身，而不是靠外部输入扫查缺陷。这种差别导致这种技术具有以下优点和局限性。

(1) 优点

1) 可检测对结构安全更为有害的活动型缺陷，能提供缺陷在应力作用下的动态信息，适合于评价缺陷对结构的实际有害程度。

2) 对大型构件，可提供整体或大范围的快速检测。

3) 可提供缺陷随载荷、时间、温度等外部变量而变化的实时或连续信息，因而适合用于运行和工艺过程在线监控及早期或临近破坏预报。

4) 由于对被检件的接近要求不高，而适合于其他方法难于或不能接近环境下的检测，如高低温、核辐射、易燃、易爆及剧毒等环境。

由于对构件的几何形状不敏感，而适于检测其他方法受到限制的形状复杂的构件。

(2) 局限性

1) 声发射特性对材料甚为敏感，又易受到机电噪声的干扰，因而对数据的正确解释要有更为丰富的数据库和现场检测经验。

2) 声发射检测需要适当的加载程序且一般仅有一或二次加载检测的机会。

3) 声发射检测所发现缺陷的定性定量，仍需依赖于其他无损检测方法。

7.1.2 声发射技术基础

(1) 声发射源

引起声发射的材料局部变化称声发射事件，而声发射源是指声发射事件的物理源点或发生声发射波的机制源。在工程材料中，有许多种损伤与破坏机制可产生声发射波，如复合材料中的纤维断裂等。

声发射波的频率范围很宽，从次声频、声频直到超声频，可包括赫兹到数兆赫兹；其幅度从微观的错位运动到大规模宏观断裂在很大的范围内变化，按传感器的输出可包括微伏到数百毫伏，不过，多数为只能用高灵敏度传感器才能探测到的微弱振动。用最灵敏的传感器，可探测到约为 10^{-11} mm表面振动。

声发射源发出的弹性波经介质传播到达被检体表面，引起表面的机械振动。声发射传感器将表面的瞬态位移转换成电信号。电信号再经放大、处理后，其波形或特性参数被记录与显示。最后，经数据的分析与解释，评定出声发射源的特性。

固体介质中传播的声发射信号含有声发射源的特征信息，在实际声发射检测中，检测到的信号是经过多次反射和波型变换的复杂信号。目前所采用的表示参数都是通过对仪器波形的处理而得到的，这些参数主要有声发射事件、振铃计数率和总数、幅度和幅度分布、能量和能量分布、有效电压值、频谱等，其中以声发射事件和振铃计数法应用最广，振幅和振幅分布可以和事件计数、振铃计数相结合，以便可以更多地反映出声发射源的信息。

计数法是处理脉冲信号的一种常用方法，如图 7.5-70a 所示，对一个突发型信号波形，经包络检波后超过预置阀值电压时形成一个矩形脉冲，若把一个矩形脉冲称为一个事件，则这些事件脉冲数就是事件计数。单位时间的事件计数称为事件计数率。其计数的积累就称为事件总数。若把一个突发型信号直接设置某一阀值电压如图 7.5-70b，超过这个阀值电压的部分形成矩形脉冲，这些振铃脉冲数就称为振铃计数，单位时间的振铃计数称为声发射率，累加起来称为振铃总数。

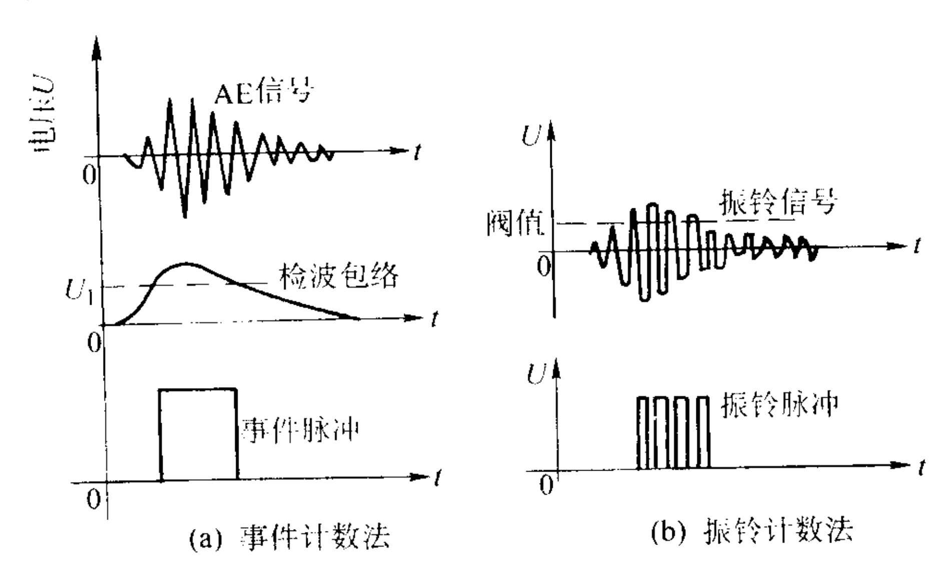


图 7.5-70 声发射事件和振铃计数法

一个事件的振铃计数可表示为

$$n_e = \frac{f_0}{\beta}\ln\frac{U_p}{U_t} \tag{7.5-38}$$

式中，f_0 为工作频率；β 为衰减系数；U_p 为信号峰值电压；U_t 为信号阀值电压。

可见一个事件的振铃计数与衰减系数、工作频率、信号峰值和阀值电压有关。这种计数方法比较简单，既适用于突发型信号，也适用于连续型信号，因此在声发射检测中获得了广泛应用。

(2) 影响声发射特性的因素

声发射来自材料的变形与断裂机制，因而所有影响变形

与断裂机制的因素均构成影响声发射特性的因素，主要有：①材料，包括成分、组织、结构，例如，金属材料中的晶格类型、晶粒尺寸、夹杂、第二相、缺陷，复合材料中的基材、增强剂、界面、纤维方向、铺层、残余应力等；②试件，包括尺寸与形状；③应力，包括应力状态、应变率、受载历史；④环境，包括温度、腐蚀介质。

这些因素，对合理选择检测条件，正确解释检测结果，均为需考虑的基本问题。

(3) 凯塞效应和费利西蒂比

1) 凯塞效应　材料的受载历史，对重复加载声发射特性有重要影响。重复载荷到达原先所加最大载荷以前不发生明显声发射，这种声发射不可逆性质称为凯塞效应。多数金属材料中，可观察到明显的凯塞效应。但是，重复加载前，如产生新裂纹或其他可逆声发射机制，则凯塞效应会消失。

凯塞效应在声发射技术中有着重要用途，包括：①在役构件新生裂纹的定期过载声发射检测；②岩体等原先所受最大应力的推定；③疲劳裂纹起始与扩展声发射检测；④通过预载措施消除加载销孔的噪声干扰；⑤加载过程中常见的可逆性摩擦噪声的鉴别。

2) 费利西蒂效应和费利西蒂比　材料重复加载时，重复载荷到达原先所加最大载荷前发生明显声发射的现象称为费利西蒂效应也可认为是反凯塞效应。重复加载时的声发射起始载荷（P_{AE}）与原先所加最大载荷（P_{max}）之比（P_{AE}/P_{max}），称为费利西蒂比。该效应的示意图如图 7.5-71 所示。

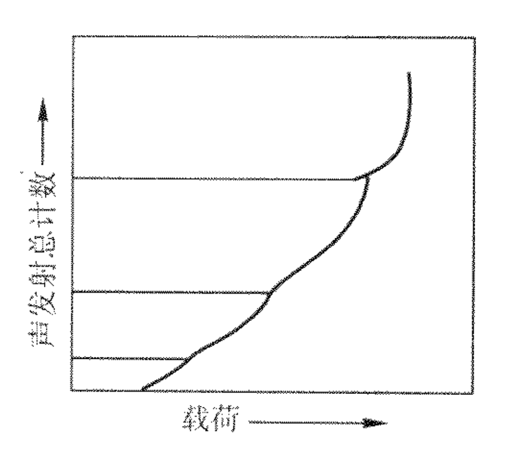


图 7.5-71　费利西蒂效应

费利西蒂比作为一种定量参数，较好地反映材料中所受损伤或结构缺陷的严重程度，已成为缺陷严重性的重要评定判据。树脂基复合材料等黏弹性材料，由于具有应变对应力的迟后效应而使其应用更为有效。费利西蒂比大于 1 表示凯塞效应成立，而小于 1 则表示不成立。在一些复合材料构件中，费利西蒂比小于 0.95 常作为声发射源超标的重要判据。

7.1.3　声发射检测设备

声发射仪可分为功能单一的单通道型和多通道多功能的通用型和工业专用型，如表 7.5-26 所示。图 7.5-72 为声发射检测仪。

表 7.5-26　声发射仪的类型、特点、适用范围

类　型	特　　点	适 用 范 围
单通道系统	1) 只有一个信号通道，功能单一，适于粗略检测 2) 多用模拟电路，处理速度快，适于实时指示 3) 多为测量计数或能量类简单参数 4) 小型，机动，价廉	1) 实验室试样的粗略检测 2) 现场构件的局部监视
双通道系统	具有两个信号通道和一维源定位功能 具有幅度及其分布等多参数测量和分析功能	1) 实验室试样较精确的检测 2) 管道、焊缝等一维元的定位检测
多通道系统	可扩展多达十个通道，并具有二维定位功能 具有多参数分析、多种信号鉴别、实时或事后分析功能 微机用于数据的采集、分析、定位计算、存储和显示 操作复杂、昂贵，但适于综合而精确分析	1) 金属、复合材料等多种材料检测 2) 实验室和现场的开发和应用 3) 大型构件的结构完整性评价
工业专用系统	多为小型，功能单一 多为模拟电路，适于现场实时指示或报警 价格为工业应用的重要因素	1) 刀具破损监视 2) 泄漏监视 3) 旋转机械异常监视 4) 电器件多余物冲击噪声监视 5) 固体推进剂药条燃速测量

单通道声发射仪一般由传感器、前置放大器、主放大器、信号参量测量、数据分析、记录与显示等基本单元构成。

多通道声发射检测仪的最小通道数不小于 2，随着微机技术的发展，其应用从早期源定位计算，相继扩展到数据采集、存储、分析和显示等更为一般的功能。与此同时，信号处理从计数类参数的测量发展到事件或波击参数类的测量与分析，并在数字化程度、实用性、精确性、通用性方面均有了很大进展。目前国内采用的机型是以下两种：微机控制式多通道系统和全数字式多通道声发射系统。

声发射换能器是声发射仪的关键器件之一，多通道声发射仪用各换能器之间的最高灵敏度之差不能大于 3 dB，近年来发展了宽带换能器和定向接收声发射换能器，宽带换能器主要用作声发射信号的频谱分析和源波分析，定向接收换能器是利用横波换能器的偏振性组成二分量换能器以提高信噪比。

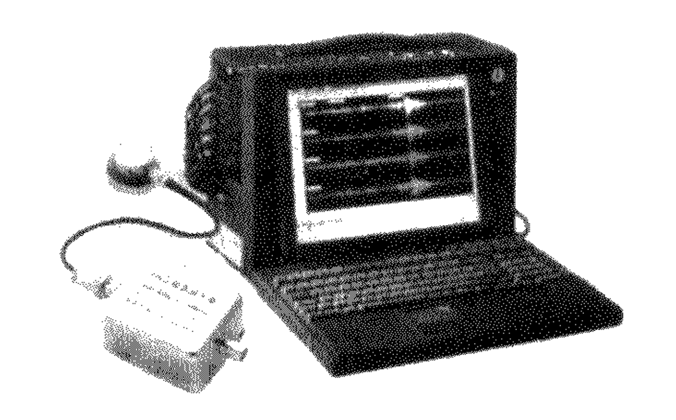


图 7.5-72　声发射检测仪

7.1.4　声发射源的定位

声发射源的定位是声发射技术中最主要的检测内容之一，一般可将几个压电换能器按一定的几何关系放置在固定点上，组成换能器阵列，测定从声源发射的声波传播到各换能器的相对时差，将这些相对时差代入满足该阵列几何关系的一组方程中求解，便可以得到缺陷的位置坐标。在实践中，为了推导求解声源位置的计算方程式并简化计算，换能

器通常是按特定的规则的几何图形布置的，例如直线定位法、归一化正方阵定位法、平面正方形定位法、平面正三角形定位法、任意平面三角形定位法、球面三角形定位法和区域定位法等。

在声发射定位中大多采用纵波换能器，如果利用横波晶片具有偏振性的特点制作换能器，就能取得声源相对换能器方向的信息。利用横波晶片的偏振性研制的定向二分量换能器具有较好的方向性，这种换能器用于声发射定向、定位监测可以有效地排除噪声干扰，提高信噪比和检测可靠性，用于平面定位时可以大大减少换能器数量，这还意味着使耦合稳定、信息处理量减少，使定位技术更为简化。

7.1.5 应用

压力容器是声发射检测的典型对象，其基本程序与要求，对其他应用具有指导意义，如表7.5-27所示。

表7.5-27 压力容器声发射检测基本程序和要求

检测程序	主要内容
资料准备	1）申请单 2）材料牌号、焊接及热处理条件 3）总装图、包括焊缝和关键部位 4）设计压力、使用压力、验收压力和受压历史
加载准备	1）加压程序，包括加压率、分级和最高压力及保压时间 2）检测人员和加压人员之间的联络方法 3）记录应力的方法
传感器布置	1）传感器选择，包括类型和特性 2）传感器阵列方式、位置和间距 3）传感器固定与声耦合
设置与校准	1）检测参数设定 2）检测仪校准 3）各通道噪声水平调整 4）检测系统通道灵敏度调整 5）传播衰减测量 6）波速测量 7）定位校准
检测	1）记录加载过程中的声发射数据 2）观察加载过程中的数据和波形显示 3）对强噪声干扰和异常情况应采取临时措施
结果的解释和评定	1）事后剔除无关信号和噪声干扰 2）绘制数据图表 3）按标准评定声发射级别
检测报告	1）检测条件 2）典型图表 3）评定结果

裂纹是压力容器中最危险的缺陷，裂纹扩展时释放出强的声发射信号，不但信号的频度高，其集中度也高，因此声发射检测的可靠性比较高。而气孔、夹渣和未焊透等缺陷在压力容器升压时扩展缓慢，释放的声发射信号幅度小、频度低。集中度也差，因此采用声发射技术检测这类缺陷的可靠性比较低，试验中即使检测到一些声发射信号，由于位置分散度大，往往难于判断缺陷的实际位置。

声发射检测一方面可防止压力容器在水压试验时突然爆破事故的发生；另一方面采用声发射源定位技术，可以缩小用其他无损检测方法检测缺陷的区域，从而大大提高整个检测效率。

7.2 微波检测技术

微波检测技术是以微波物理学、电子学、微波测量技术和计算机技术为基础的一门微波技术应用学科。微波无损检测是以微波为信息载体，对各种适合其检测的材料和构件进行无损检测和材质评定。微波检测能对材料和构件的物理性能与工艺参数等非电量实施接触或非接触的快速测量。

7.2.1 基本原理与特点

微波是一种很短、频率很高的电磁波，它的频率通常从300 MHz~300 GHz，相应波长为1 m~1 mm，主要分为7个波段。在微波检测中，为了达到应有的灵敏度，常用X波段和K波段，频率约5.2~36 GHz，个别的已发展到W波段，频率为50~100 GHz。

当波长远小于工件尺寸时，微波的特点与几何光学相似；当波长和工件尺寸有相同数量级时，微波又有与声学相近的特性。与无线电波相比，微波具有波长短、频带宽、方向性好和贯穿介电材料能力强等特点。在均匀各向同性介质内部传播的微波是横波，其电场和磁场矢量都垂直于传播方向。微波的传播速度（相速）是介质的一种特性，决定于介质的磁导率和介电常数。

微波检测的基本原理是根据微波反射、透射、衍射、干涉、腔体微扰等物理特性的改变，以及被检测材料的电磁特性－介电常数和损耗正切角的相对变化，通过测量微波基本参数的变化，实现对缺陷、故障和非电量的检测，也就是研究被微波作用的介电材料的两个电磁参数所产生的相对变化。微波对导体和介质作用是不同的，利用金属全反射和导体表面介电常数可以检测金属表面裂纹。微波可以透过介质并且受介电常数、损耗角正切和材料形状、尺寸的影响，如有不连续处就会引起局部反射、透射、散射、腔体微扰等物理特性的改变。通过测量微波信号基本参数（如幅度衰减、相移量或频率等）的改变量来检测材料或工件内部缺陷和测量其他非电量，以此分析评价工件质量和结构的完整性。

由于微波能够贯穿介电材料，具有能穿透声衰减很大的非金属材料的特性，微波被利用来检测大多数非金属和复合材料内部的缺陷，测量各种非电量。它适用于检测增强塑料、陶瓷、树脂、玻璃、橡胶、木材以及各种复合材料等，它适于检测各种胶接结构和蜂窝结构件中的分层、脱粘、金属加工件表面粗糙度、裂纹、非金属材料湿度、密度，混合物组分比、固化度，板材厚度、线径、微小位移和微小振动等。

微波检测的主要优点是设备简单，操作方便，不要耦合剂就很容易穿过空气介质，非接触测量，检测速度快，可实现自动化检测。

微波检测的缺点是它不能穿透金属或导电性能较好的复合材料，如碳纤维增强塑料等。由于集肤效应，它不适于检测这些材料的内部缺陷。微波有近距盲区，在距离小于所使用的微波波长时，不能进行测量。微波检测还需要参考标准并要求操作人员有比较熟练的技能。

7.2.2 微波检测方法

1）穿透法　穿透法的微波检测基本原理示于图7.5-73。微波发生器供给传输天线和相位检测器（比较器）以信号，传输天线将信号电磁波入射到待测材料的一面。在该表面，入射波被分成反射波与传输波或折射波。传输波穿过材料进入接收天线。所有传输波将不能全部通过材料的第二面、因为其中有些将在第二面形成反射。从接收天线得到的微波信号通过比较器可与直接来自微波器的参照信号在幅度和相位上进行比较。

按入射波类型不同，穿透法可分为三种形式：固定频率连续法、可变频率连续法和脉冲调制法。用穿透法检测玻璃或非金属胶接件缺陷，也主要是监视接收微波波束相位或幅度的变化。

2）反射法　反射法检测要求收发传感器轴线与工件表

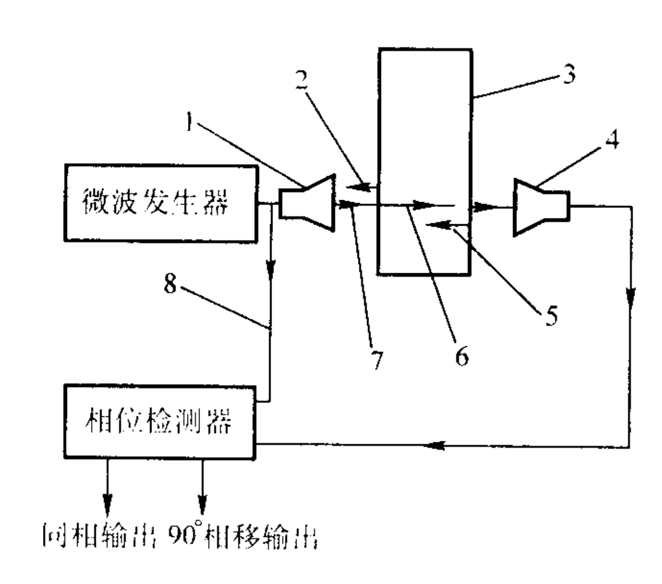


图 7.5-73　穿透法的微波检测基本原理

1—输出天线；2—反射波；3—被检件；4—接收天线；5—反射波；6—折射波；7—入射波；8—参考信号

面法线一致，它是利用不同介质的分界面上会有反射和折射现象来研究材料的介电性能，其反射和折射规律符合 Snell 定律。

3）散射法　散射法检测是利用微波经有缺陷部位时被散射，因而使被接收到的微波信号比无缺陷部位要小的特性来判断工件内部的缺陷。

其他还有干涉法、微波全息技术和断层成像法等。

7.2.3　检测设备

微波检测设备具有比较简单、操作方便、非接触式、便于自动化的特点，尤其适用于生产流水线上的连续、快速测量和自动控制。

以评价材料结构完整性为主要用途的新型微波探伤仪，可用于检测玻璃钢的分层、脱粘、气孔、夹杂物和裂纹等，它是由发射、接收和信号处理三部分组成，其特点是：点频载波工作，用魔T反射方式，运用环行器，收发传感器共用一个喇叭天线。使用时调整探头对着参考标准，使检波器输出趋于零；当探头扫描到有分层部位时，反射波的幅度和相位随之改变，检波器有输出。

微波厚度计可用于金属和非金属板材和带材的厚度测量，由微波信号发生器产生的微波信号，其中一路经定向耦合器直接进入相位计；另一路经环行器到喇叭探头投射到金属板并被反射再进入喇叭。然后经环行器到另一环行器至另一个喇叭投射到金属板另一侧面后反射回来，最后也进入相位计。两路行程差取决于被测金属板的厚度，用相位计测出两个波的相位差，即可确定厚度值。这种厚度计具有设备简单、测量范围大、精度高，测量时与被测工件的化学成分无关，响应时间短和成本低等优点。

7.2.4　应用

微波检测补充了常规无损检测方法的不足，应用比较成功的例子有：金属表面裂纹的微波检测、介电材料化学成分微波检测、微波湿度分析、金属应力腐蚀的微波测量、材料各向异性的微波测量、厚复合材料的无损评定等。

7.3　激光全息检测技术

7.3.1　基本原理和特点

激光全息检测是利用激光全息照相方法来观察和比较工件在外力作用下的变形，由于变形情况与是否有缺陷直接有关，因此，可由此来判断工件内部是否存在缺陷。激光全息检测实际上是一种全息干涉技术，它能够检测金属材料和非金属材料的缺陷，也能检测各种胶接结构、蜂窝夹层结构、复合材料和胶接轮胎等工件的脱粘以及薄壁高压容器的焊接裂纹等缺陷。

激光全息检测的特点是灵敏度高，可以检测极微小的变形；相干长度大，可以检测大尺寸工件；适用于各种材料、任意粗糙表面的工件；可借助干涉条纹的数量和分析状态来确定缺陷的大小、部位和深度，便于对缺陷进行定量分析以及直观性强和非接触检测等。工件内部的缺陷能否被检出来，取决于工件内部的缺陷在外力作用下能否在工件表面造成相应的变形。如果工件内部的缺陷过于深或过于微小，那么，激光照相检测就无法检出，而且需要采取严格的隔振措施。

7.3.2　检测方法

激光全息照相技术是根据工件内部缺陷在外力作用下，使它所对应的工件表面产生与其周围不相同的微差位移。它的工艺分为两步：记录和重建，如图 7.5-74 所示。

1）全息记录　图 7.5-74a 所示为一种全息照相记录过程光路布置简图。激光器射出的激光束通过可变分束片分成两束。一束为参考光束经反射镜 1，经空间滤波器扩束后再经反射镜 2，投射到记录介质上；另一束为物体光束经物体光束滤波器扩束后，投射到被摄物体上，再由物体反射至记录介质。

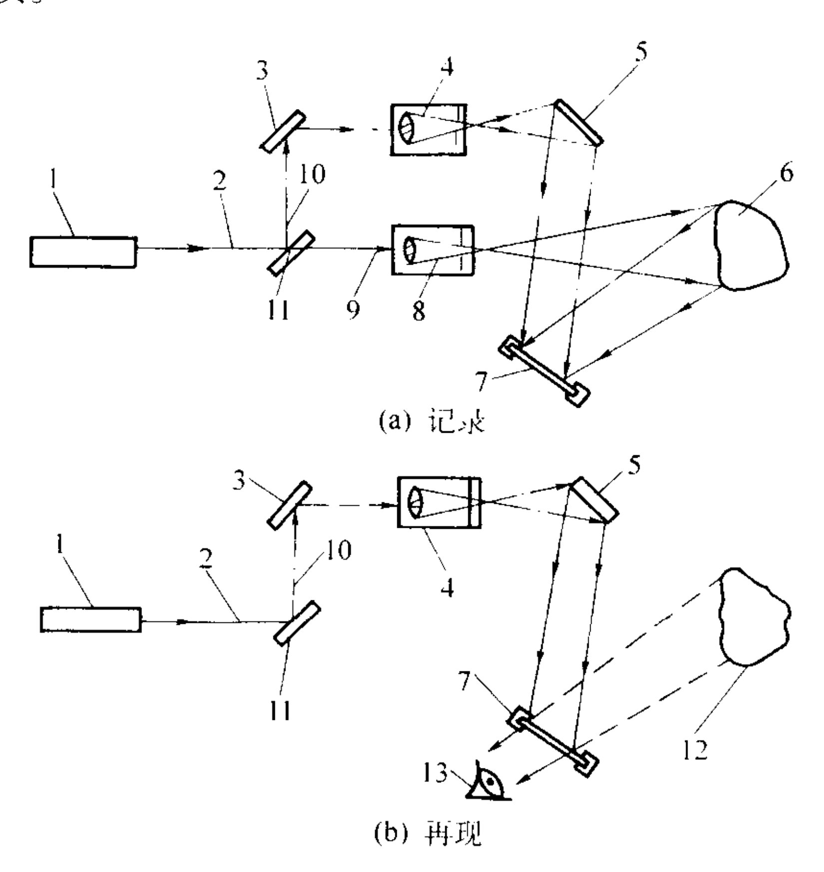


图 7.5-74　激光全息照相

1—激光器；2—激光束；3—对参考光束反射镜 1；4—参考光束空间滤波器；5—参考光束反射镜 2；6—物体；7—全息支架及全息片；8—物体光束空间滤波器；9—物体光束；10—参考光束；11—可变分束片；12—物体的虚像；13—观察点

由于激光具有很高的时间相干性和空间相干性，所以参考光束和物体光束在空间的叠加区域会产生干涉。将记录介质插在这一叠加区域的任一位置上，即能记录这些干涉条纹，经处理后就形成一张全息图。全息图实质上是一张干涉条纹图，并不能直接显示出被照物体的任何形象。

2）要想由全息图看到被摄物体的像，必须用一束与参考光束的波长和传播方向完全相同的光束照射缺陷图，则用眼睛可以观察到一幅非常逼真的原物形象（虚像），悬空地再现在全息图后面原来物体的位置上，如图 7.5-74b 所示。

如何观察工件表面的微差位移十分重要，主要有三种方法。

1）实时法　先拍摄工件在不受力时的全息图，冲洗处理后，把全息图精确地放回到原来拍摄时的位置上，当用参考光照射时，再现的虚像完全重合在物体上。然后对工件加载，工件表面会产生变形，受载后的工件表面光波和再现的工件虚像之间就形成了微量的光程差。假如工件内部没有缺陷，则受载后的工件表面变形是连续规则的，与工件外形轮廓的变形相协调。但当工件内部有缺陷时，受载后对应于内部有缺陷的工件表面部位的变形就比周围的变形大、该部位

就会出现不连续的、突变的干涉条纹。由于该法中工件的初始状态（再现的虚像）和工件加载状态之间干涉量度的比较是在观察时完成的，所以称之为实时法。它的优点是只需要一张全息图就能观察到各种不同加载情况下的工件表面状态，从而判断出工件内部是否含有缺陷。这种方法既经济，又能迅速而确切地确定出工件所需加载量的大小，缺点是全息图的精确复位比较困难以及感光胶层因冲洗而使其收缩不稳定。

2）两次曝光法 是将在两种不同受载情况下的工件表面光波摄制在同一张全息图上，然后再现这两个光波，即在一张全息图上进行两次曝光，记录了物体在产生变形前后的表面光波。这不但避免了实时法中全息图复位的困难，而且也避免了感光乳胶层收缩不稳定的影响。这种方法的主要缺点是对于每一种加载量都需要摄制一张全息图，这对于确定加载参数来说是比较费事的。

3）时间平均法 是在工件振动时摄制全息图，在摄制时所需曝光时间要比工件振动循环的一个周期长得多，它是从干涉条纹图像的形状和分布来判断工件内部是否有缺陷。这种方法所显示的缺陷图像比较清晰，但为了使工件振动需要一套激励装置，而且由于工件内部的缺陷大小和深度不一样，要求激励振源有比较宽的频带，而且频率连续可调。

只要工件受力后会产生形状上的微量改变，而这种改变又正是工件内部缺陷被找到的征兆，就可以采用激光全息无损检测技术。激光全息技术中一个重要内容是选择一种合适的对工件加应力的方法，一般选择的应力类型包括声、热、压力（或真空）及机械力。

7.3.3 激光器

激光器主要由工作物质、激励能源和谐振腔三部分组成。激光器的种类很多，按工作物质可分为气体、固体和半导体激光器等；按激光输出方式可分为连续输出激光器和脉冲输出激光器。照相时两种激光器都可采用，脉冲激光器对环境条件要求较低，但价格较贵，图像再现时必须采用连续输出激光器。

常用的激光器有：氦－氖激光器、氩离子激光器和红宝石激光器。

7.3.4 应用

激光全息检测目前已在一些工业部门被采用，应用领域正在逐步扩大，主要的应用有：蜂窝夹层结构的检测；钣金胶接结构的检测；复合材料结构件的检测；轮胎和橡胶油封的检测；固体火箭发动机的检验；压力容器的检验；应力腐蚀裂纹的监测等。图 7.5-75 是压力加载的蜂窝芯夹层壁板的激光全息照相干涉图，它是用围绕壁板周围抽真空与在芯腔内的大气压形成压力差加应力的蜂窝芯夹层壁板的激光全息照相干涉图，芯与近侧面之间的脱粘区被条纹图形清晰地指出（在面板上墨水标记的邻近处），背景条纹是由抽真空面板总的运动所造成。

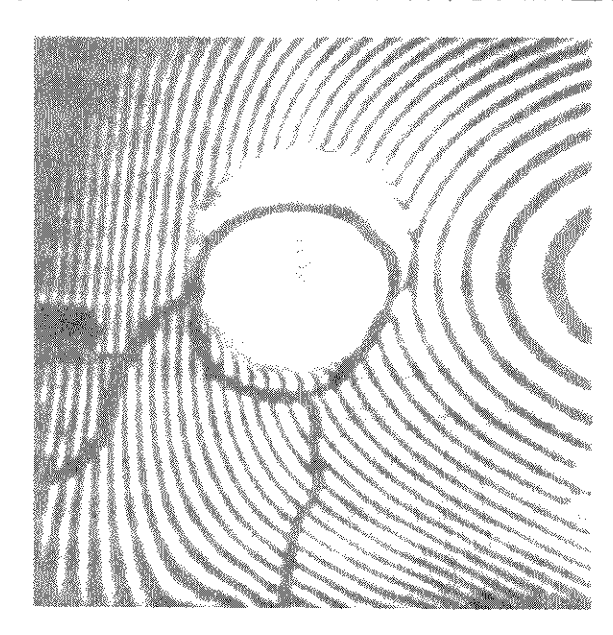


图 7.5-75 压力加载的蜂窝芯夹层壁板的激光全息照相干涉图

7.4 球墨铸铁球化率的检测

7.4.1 石墨球化率的分级

球墨铸铁中的石墨球化率与球墨铸铁的力学性能有关，球化率越高，力学性能（包括弹性模量）越好，而且声波传播速度也越高，这是因为超声传播速度与铸铁的弹性模量有关。提高球化率，还可以提高弹性模量。因此球化率的分级就显得相当重要。我国对球化率分级，根据 GB/T 9941—1988 标准，分为 6 级，如表 7.5-28 所示。

表 7.5-28 球化分级（摘自 GB/T 9941—1988）

球化分级	说 明	球化率/%
1 级	石墨呈球状，少量团状，允许极少量团絮状	≥95
2 级	石墨大部分呈球状，余为团状和极少量团絮状	90 ~ <95
3 级	石墨大部分呈团状和球状，余为团絮状，允许极少量蠕虫状	80 ~ <90
4 级	石墨大部分呈团絮状和团状，余为球状和少量蠕虫状	70 ~ <80
5 级	石墨呈分散分布的蠕虫状、球状、团状、团絮状	60 ~ <70
6 级	石墨呈聚集分布的蠕虫状、片状及球状、团状、团絮状	<60%

7.4.2 球化率的测定

根据前面所述，超声波在铸铁中的传播速度随球化率的提高而提高，因此可以根据测声速的方法测定球化率。其关系如图 7.5-76 所示。测试取样可以用炉前试样，也可以直接在铸件上测试。在测试部位要准确测量出厚度尺寸，测量误差小于 0.5%。测试表面要平直光洁无物，相对底面的平行度要小于或等于 3°。测试仪器，可以采用球化率分选仪，也可以用超声声速测量仪或有足够穿透力的声速、测厚可转换的仪器，图 7.5-77 是球化率测量仪。工作频率 1 ~ 5 MHz，仪器分辨率小于或等于 0.01 μs，或者测厚精度小于或等于 0.01 mm，不稳定度小于或等于 0.2%，测量非线性小于或等于 0.2%，测试方法，参见标准 JB/T 9219—1999《球墨铸铁的超声声速测定方法》。但是声速测定方法的应用，一定要

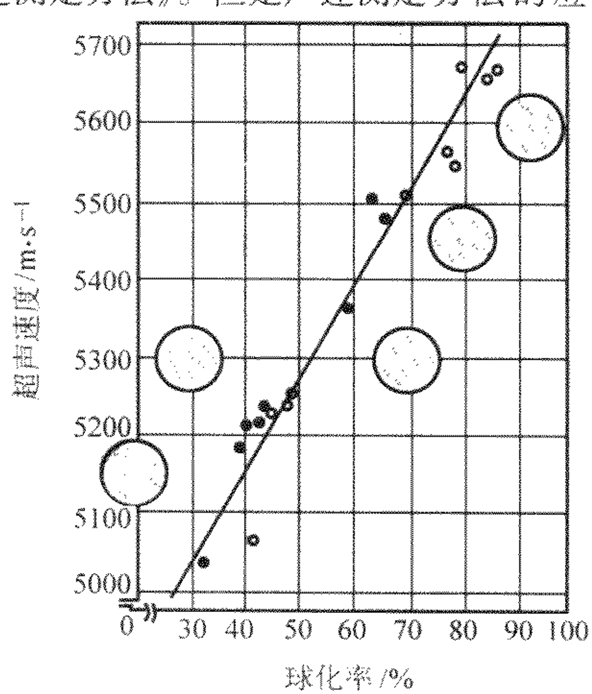


图 7.5-76 球化与超声速度的关系

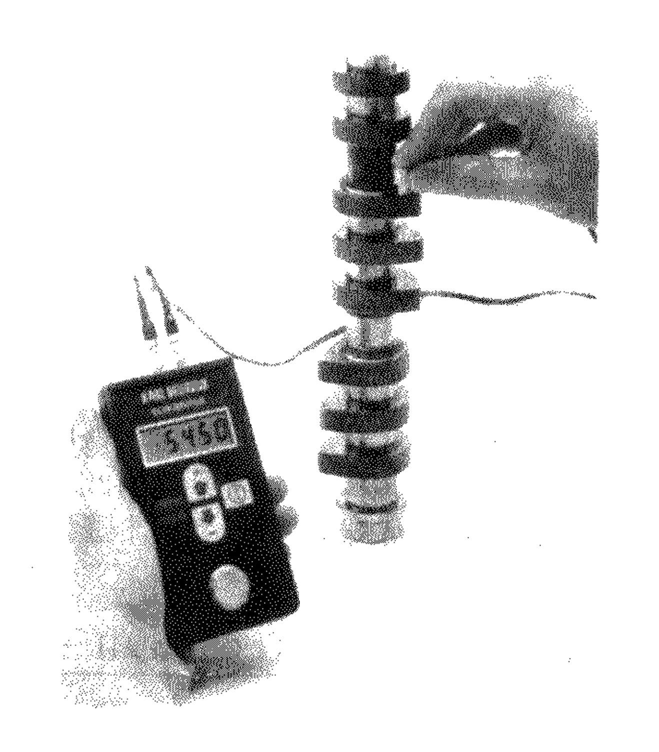


图 7.5-77 球化率测量仪

工厂的生产工艺稳定，并且根据本厂生产条件确立自己的超声声速与球化率等级的关系，在相对稳定的条件下进行评定。

实际上，也可以通过超声声速直接与铸件抗拉强度建立关系，因为球化率与抗拉强度的回归方程为线性关系，而球化率与超声声速又有线性关系，这样直接测试出的超声声速与抗拉强度的关系，如图 7.5-78 所示。但是石墨总量的增加，将使强度、伸长率略有所下降。

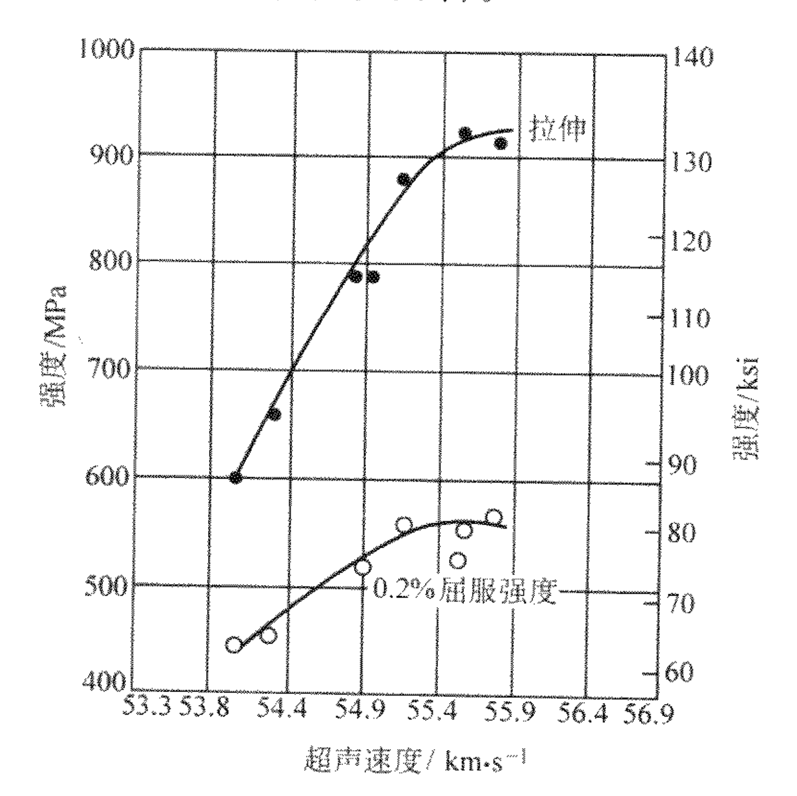


图 7.5-78 超声速度与球墨铸铁强度的关系

7.5 工业内窥镜检测

目视检验是指仅用人的肉眼或肉眼与各种放大装置相结合对试件表面作直接观察。目视检查是重要的无损检测方法之一，对于表面裂纹的检查，即使采用了其他方法，目视检验仍被广泛用作一有用的补充。它的主要优点是简单、快速；主要缺点是仅涉及表面情况，表面可能需作某些准备，某些部位有难以用目测接近的问题。

对于不同类型的表面缺陷可采用不同的目视检验手段，内窥镜是其中的一种重要的检验手段。使用工业内窥镜对产品内部进行远距离目视检查是无损检测的手段之一，在产品质量检查过程中，当人眼无法观察到的缺陷，可通过内窥镜的插入，来实现对缺陷的观察和判断。图 7.5-79 是内窥镜检测系统，工业内窥镜一般与光源、显示器等组成完整的检测系统。

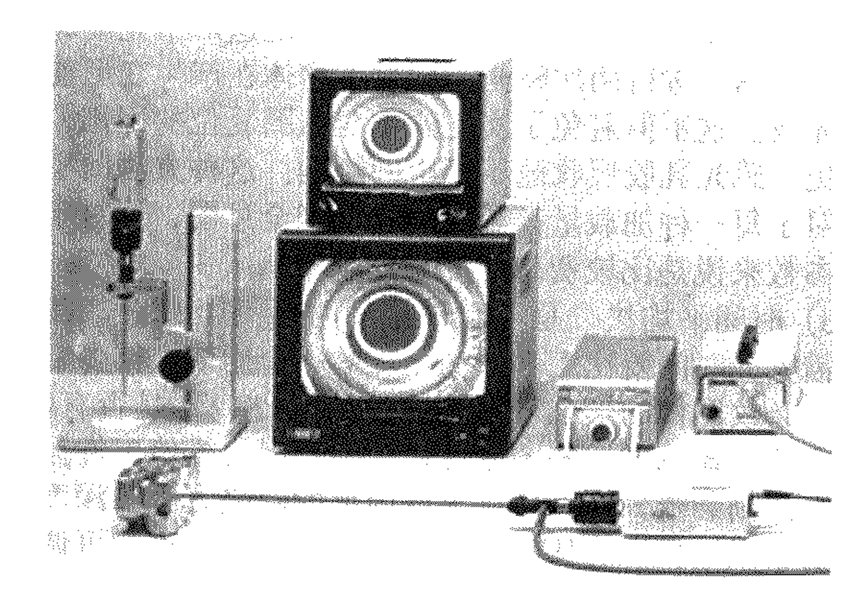


图 7.5-79 内窥镜检测系统

7.5.1 工业内窥镜的分类

工业内窥镜一般分为三大类：刚性内窥镜、柔性内窥镜和视频内窥镜。

1）刚性内窥镜 这种内窥镜通常用于观察者和观察区之间是直通道的场合，根据使用要求的不同，可有不同的类型。

典型的刚性内窥镜结构如图 7.5-80 所示，在不锈钢镜管内，光导纤维束将光从外部光源导入以照明观测区，由物镜、一系列消色差转像透镜和目镜组成的光学系统使观测者对观测区进行高分辨率的观测。这种内窥镜的插入部分管径一般在为 4 ~ 15 mm，工作长度 20 ~ 1 500 mm，观测方向可以是 0°、45°、90°、110°，而视场角可以是 10°、20°、30°…、90°，有些设计可使镜筒作 370°旋转，周向扫查更为方便。图像可用肉眼观测，可通过转换器用照相机拍摄，也可通过转换器和电视摄像机在电视监视器上观测。

2）柔性内窥镜 这种内窥镜主要用于观察者到观察区并无直通道的场合，采用高密度光导纤维束，提供既清晰明亮，又是高析像力的纤维图像，采用逐渐变软的 TF 管以便插入管道中打弯，增强了内窥镜的可视性。

图7.5-81 是典型的柔性光纤内窥镜，由物镜先端部、弯曲部、柔软部以及操作部和目镜组成，导光束、导像束和用以操纵头部角度的钢丝等均装在镜筒中。光传导束所用光纤通常直径是 30 μm；图像传导束光纤的直径关系到所获图像的分辨率，光纤直径小，排列精确，这样在图像传导束中可装填更多的光纤，可获得较好的分辨率，在分辨率较高的

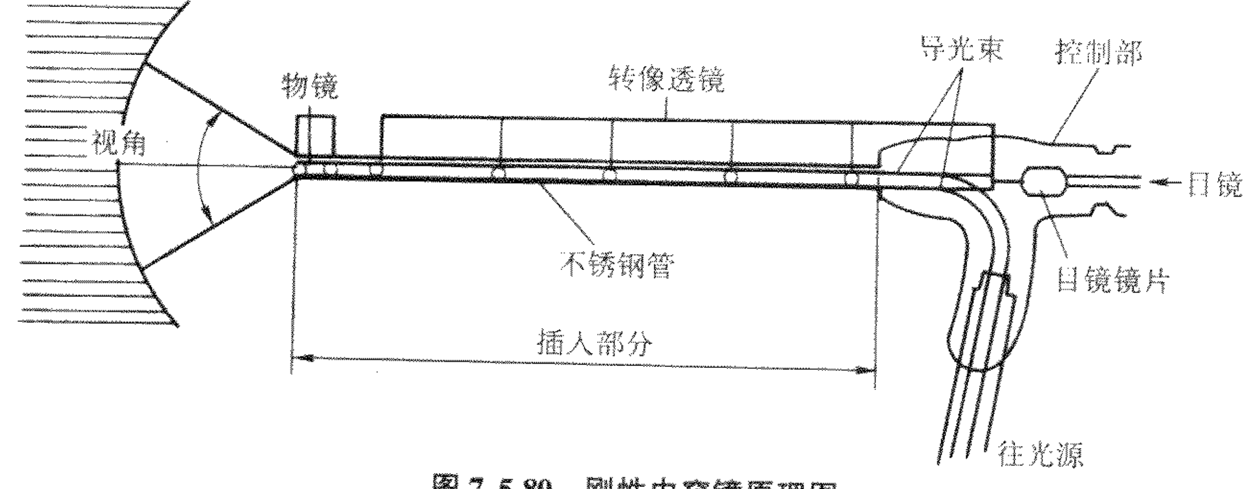


图 7.5-80 刚性内窥镜原理图

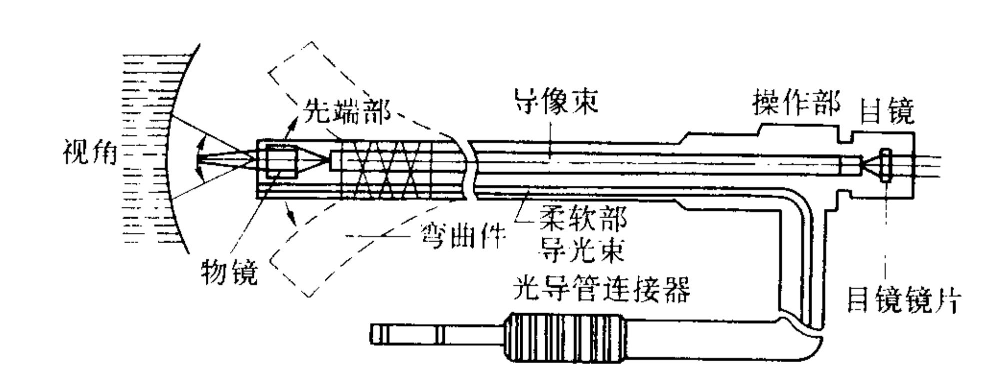


图 7.5-81 光纤内窥镜结构示意图

情况下有可能利用较宽视场的物镜和在目镜处将图像放大。图像传导束光纤直径一般在 6.5 ~ 17 μm。

光纤内窥镜是一种管状光学仪器，用于检测管件内表面或其他肉眼难于检查的工件内腔表面。除用于日常的检测外，特别适用于设备维修工作，它可以显著减少费用昂贵的拆卸工作量。主要检查供/排水管道内部、汽车、飞机发动机内部、发动机油路管道、燃烧室、电厂热交换管、冷凝管、管壁内部的焊缝/检查、国防方面的安检等。

3）柔性视频内窥镜 视频内窥镜成像系统由先端部、弯曲部、柔软部、控制部以及视频内窥镜控制组和监视器组成，如图 7.5-82 所示。这种内窥镜不仅可提供高分辨率、高清晰度的图像，且具有更大灵活性。

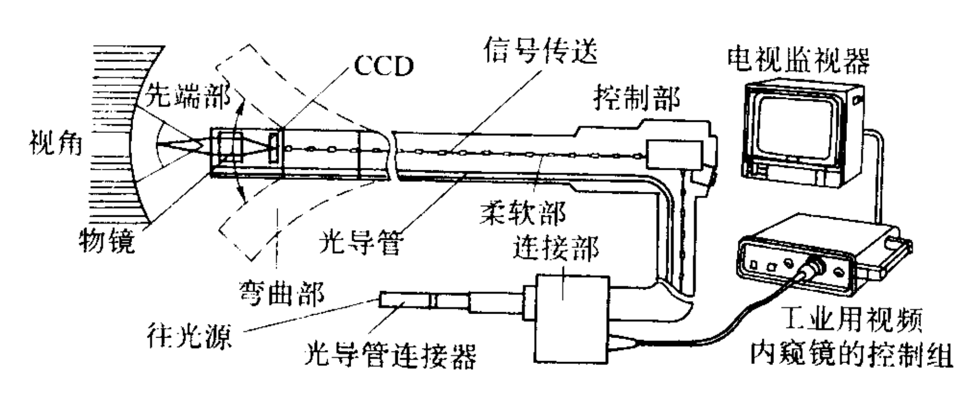


图 7.5-82 视频内窥镜成像系统示意图

视频内窥镜的工作过程是：首先利用光导束将光送至检测区，先端部的一只固定焦点透镜则收集由检测区反射回来的光线并将之导至 CCD 芯片表面，数千只细小的光敏电容器将反射光转变成电模拟信号，然后，此信号进入探测头，经放大、滤波及时钟分频后，由图像处理器将其数字化并加以组合，最后直接输出给监视器、录像设备或计算机。

与光纤内窥镜相比，视频内窥镜具有如下优点。

1）分辨率高 分辨率与透镜孔径、透镜视场、观测距离及图像平面的像素数目有关，某些视频内窥镜在每 3 mm^2 内有 31 680 个像素，因而图形轮廓鲜明，清晰。

2）焦距更深 比典型的光纤镜能提供更长的固定场深，即在检测区可有更大的清晰范围，因此可节省移动探头及再次对焦时间。

3）不存在使用光纤的固定缺点 在图像传送过程中不使用光纤束，不存在“蜂房”影像及光纤折断产生的“黑白点混成灰色”效应。它的固态电子图像信号通过电导体传送，这些电导体是专为承受严酷工业环境而设计的，可维持图像信号的幅度及稳定性，工作寿命也较长。

视频内窥镜主要用于检查管道内表面、汽车缸体内表面、喷油嘴、飞机发动机叶片检查、发动机油路检查、燃烧室、电厂热交换管、冷凝管、管壁内部的焊缝/检查、国防方面的安检及人眼不易抵达的地方。

7.5.2 使用内窥镜检查的基本因素

正确的检查是对所有涉及系统的基本因素作仔细考虑的结果。四个基本要素是检查人员、试件本身、光学仪器和照明，这些因素相互交叉影响最终结果。

1）检查人员 检查人员应经资格鉴定和认证。不经培训，没有合格视力的检测人员可使检测结果的置信度严重下降。

2）试件 试件是就所需视场和照明作出决定的关键要素，应考虑的因素如下。

① 对象的距离 这有助于确定所需照明源和为获得最大清晰度、分辨率和放大率所需的物镜焦距。

② 缺陷尺寸 需加考虑的任何缺陷的尺寸决定着所需的放大率和分辨率。

③ 进入口的尺寸 这就规定了能插入试件的仪器的最大直径。

④ 相对于进口处的位置 这决定着所需视场方向，特别是对刚性内窥镜，这也决定着所需的内窥镜工作长度。

⑤ 试件的形状尺寸 该因素决定了能观察的表面积，特别是用刚性内窥镜侧视时所需的透镜角或视场。

⑥ 反射率 吸光的或发暗表面，如覆有积碳的表面，要求有高些的照明度。

⑦ 对象的纵深 如果试件的不同部位处于不同的平面上，则为了能够清晰地看到不同平面，焦点的调节必须有足够的范围。

所有上述因素的组合，对于每一特定的检查问题决定着对仪器光学和物理特性的要求。直径、长度、照明、观测方向、视场和放大率、分辨率及场深可有数百种组合，常需作必要的折中。

8 检测技术与质量控制

检测技术是控制产品质量的重要手段，这里可借用德国质量协会对产品质量所做的定义来说明：产品质量包括性能、外观、可靠性、安全性四个方面，这四个方面都要按质量标准进行检验，决定产品是合格品还是不合格品。

一般来说，产品质量是由规划、设计、原材料和器件、制造、检验、组装、包装、保管、运输、安装和服务等等方面工作质量所组成。产品质量的所有指标都需按质量标准进行检测，没有正确的检测，就不能判断产品质量是否达到设计和制造规定的要求。按产品质量标准进行检测，符合质量标准的产品就是合格品，不合格质量标准的通常称为不合格品。据统计，不合格品中明显的废品只占 10%，而潜在的废品占 90%。所以处理质量问题，不仅要消除明显的废品，更重要的是揭露潜在废品，从根本上解决质量问题，这就涉及工作质量问题。

工作质量是指企业的管理工作、技术工作、组织工作对于达到或提高产品质量标准和满足用户要求的保证程度。工作质量和产品质量之间既有联系又有区别，工作质量是产品质量的保证，产品质量的好坏取决于工作质量水平的高低，产品质量是工作质量的反映，因此企业一般通过提高工作质量来保证和提高产品质量。而产品质量和产品生产的全过程有关，产品质量的好坏取决于工序质量的好坏。影响产品质量的因素有操作者、机器设备、原材料、工艺方法、检测和环境等，这些质量因素综合影响着产品质量。

质量控制要有科学依据，这就是在分析和解决质量问题时要凭客观事物的数据来表示事实。这就要求深入生产实际、认真调查研究，确定检测方法，在收集和积累数据后还要运用统计的方法对数据进行加工整理，把包含在数据中的有用信息揭示出来。

制造过程是产品质量形成过程的重要组成部分，是实现产品设计质量的中心环节，相应的检测技术称为现场检测。制造过程的质量控制一般包括以下内容。

1）工序质量控制 工序是制造过程的基本单元，质量控制应先从工序做起，工序的控制是一个点的控制，只有先搞好点的控制，才能发展到生产线的控制。

2）严格工艺纪律，明确岗位责任，以良好稳定的工艺质量来保证产品质量，并在此基础上不断改进工艺，提高质量。

3）做好技术检测工作　为了保证产品质量，在生产过程中必须安排相应的检测工作，并根据技术标准对生产过程的原材料、半成品、成品，以及工艺过程的质量进行检测，保证不合格的原材料不投产，不合格的零件不转序，不合格的半成品不使用，不合格的成品不按合格品出厂。检测要有标准、计划和必要的体系，实行自检、互检和专职人员检测相结合的制度，检测手段应完备、先进，对检测设备要有定期维修制度，以保证检测设备的精度。

4）掌握质量动态　为了加强对制造过程的质量控制，必须经常系统地掌握企业车间和班组在一定时期内质量的状况和动态，要及时对质量状况作综合统计分析。

5）为了保证产品制造过程的质量，必须做好辅助生产过程的质量管理，要有完备的设备管理和维修制度，保证设备处于完好状态。

8.1　质量工程学概论

质量工程学是以工程学和技术观点研究质量管理的理论和方法，是一种通用性和边缘性新技术。它既运用数理统计方法，又不完全以统计观点来研究质量管理，它既重视经济效益，又不等于经济学。

质量工程学主要包括四部分内容：线外质量控制、线内质量控制、计量管理技术和试验设计技术。

8.1.1　质量工程学中产品质量的定义及其特性

通常认为质量是产品、过程或服务满足规定或潜在要求（或需要）的特性和特性的总和。“需要”包括可用性、安全性、有效性、可靠性、可维修性、经济性和环境等方面。如果产品或服务满足用户需要的程度越好，则其质量也越高。

质量工程学对产品质量给出了新的定义，即：所谓质量，是指产品上市后给予社会带来的损失，但是由于功能本身所产生的损失除外。这就把产品质量与经济损失联系在一起，在上市后给社会带来损失小的产品，就是质量高的；而给社会带来损失大的产品，就是低质量的。这个定义既保存了“满足规定或潜在要求”这个产品质量的中心内容，又强调了经济效果。

质量工程学提倡设计和生产出“价廉物美”的产品，即成本低质量高，总损失达到最小，只有这种产品才具有竞争力。降低总损失的关键是在不增加成本的基础上减少功能的波动。不计成本，片面强调提高质量，生产“价高质好”的产品，不是产品设计的方向。只有当成本控制在某个数值之下，改进质量才成为必要的、有意义的。

质量特性又称输出特性，采用哪种质量特性来反映产品的质量状况，这是专业技术问题，而选取什么性质的质量特性及有效的分析方法，则是质量工程学的任务。

8.1.2　线外质量工程学

线外质量工程学就是产品设计（包括生产工艺设计）和研制阶段的质量管理。具体来说产品设计可以分为三个阶段进行，即系统设计、参数设计和容差设计，简称三次设计。三次设计中参数设计是关键，在设计中用得最多、效果最好的是参数设计。

参数设计是产品设计的核心，它在系统设计之后进行。参数设计的基本思想是通过选择系统中所有参数（包括原材料、零件、元件等）的最佳水平组合，从而尽量减少各种干扰的影响，使所设计的产品质量特性波动小，稳定性好。另外，在参数设计阶段，一般使用波动范围较宽的廉价元件来进行设计，使产品的质量和成本两方面均得到改善。

8.1.3　线内质量工程学

线内质量工程学是指生产工序内实施的质量控制方法。它是使生产工序维持在正常状态，降低不良品损失的有效技术。其主要内容有：工序诊断与调整、预测与处理和检验与处理。前两项的研究对象是生产工序，第三项的研究对象是产品。质量工程学的任务是减少产品质量特性的波动，使得产品在使用过程中抗干扰能力强。

8.2　质量保证

8.2.1　质量管理体系

质量管理体系是运用系统工程的概念和方法，围绕产品质量这个目标，把企业各部门、各环节的生产、经营活动严密地组织起来，规定它们在质量管理方面的职责、任务和权限，并建立相应的组织机构，形成一个质量管理的有机整体。也就是说，把所有的质量管理工作有组织地综合起来，构成一个完整的系统。

质量管理体系是一套严密、协调、高效的组织系统；明确规定各部门的质量职能和每个人的质量责任，以及所赋予的权限；订出各个部门的工作程序和工作标准，以及现场生产的作业标准；建立完整的信息系统；实现各项工作标准化、程序化，以提高工作效率，保证产品质量。

质量管理体系是由企业管理体系和分成若干层次的车间、部门质量管理体系，以及各种产品质量管理体系所构成。质量管理体系的主要工作内容为：明确质量方针、质量目标和质量计划；健全组织机构，明确各类人员的职责和权限；制定各项质量管理标准；健全信息传递和反馈系统；有一套促进质量稳定提高的考核办法；建立关键环节的质量管理点；绘出清晰、明了的质量管理体系图。

8.2.2　质量标准制定

质量标准按批准和管理权限分为国标、部标和企业标准。

内控质量标准是企业为了确保出厂后的产品质量，对产品某些关键质量特性制定了高于国家和部颁标准的企业内控质量标准，批准和管理权限算是一种企业标准。制定内控质量标准的目的，就是对用户负责，维护企业信誉。制定内控质量标准主要考虑到：检测人员的错漏检；检测工具的误差；产品随时间引起的精度变化；运输及搬运的影响；意外情况对产品影响等。

8.2.3　人员培训与考核

产品质量是企业职工设计、制造出来的，产品质量水平的高低决定于职工队伍的质量意识、技术素质和企业综合管理水平。企业开展人员培训与考核的意义主要表现如下。

1）提高领导和职工对产品质量重要性的认识，为进行质量控制打下基础。

2）通过质量管理教育，可以学习科学的管理方法，提高业务水平，从而提高整个企业的素质。

3）运用科学管理的理论、方法，改善企业管理，提高产品质量。

对于某些专业工人，例如焊工和检验工，特别是无损检测工人和工程技术人员，都应按国家规定的标准进行培训与考核，以满足上岗操作的最低要求。同时还应把有关人员所从事的工艺规范内容，简化成最简单的形式补充到培训与考核中去，以使学员能够完全了解他所从事的工作任务。

8.3　检测的可靠性

8.3.1　影响检测方法可靠性因素

为使检测方法能够成功地用于生产，主要有三方面要求：①检测设备与方法既要适合被检测工件，又要适合于被检缺陷的类型。②操作人员要经过合格的培训与考核，并具有足够的经验。③验收标准应对被检工件质量特性作出规定。如果这些先决条件中有任何一种未被满足时，则在满足工件质量特性方面就可能存在误差。

因此，影响检测方法可靠性的因素如下。

1）人为因素 检测人员的素质，特别是无损检测人员的素质，很可能是影响检测质量最主要的因素。

2）验收界限 验收标准对检测工作来说非常重要，界限太严格必然会增加不必要的制造和检测成本，而且为了满足这种严格的验收界限，往往需要特殊的制造技术。

3）生产作业的影响 在生产作业流程中，往往很难确定在什么地点进行检测时效果最好。显然，在完成了所有生产作业后，应当有几种类型的最终检测。不过，最终检测不一定就是最佳检测，它通常与最佳的生产综合经济相差很远。许多情况下，在生产流程中的几个地方进行检测，比在该流程终点进行检测更加容易、可靠而又经济。

8.3.2 检测可靠性的统计处理

统计处理检测数据的目的是为了求出抽样数据为依据的通则，并能根据以往检测记录分析预测今后的检测结果。这类统计的通则可能会超出检测数据的分析范围。因此，在求出通则后应及时评价它们是否合理、正确，是否可以应用。

8.3.3 评价检测可靠性的方法

对某一缺陷尺寸来说，要确定一定置信度条件下的检测概率，这在实际上是不可能的。这是因为统计学方法要求抽样非常多才能得到高的置信度。另外，已知的缺陷，无论是自然的还是人工造成的都难再现。而生产具有缺陷尺寸范围很宽，而且整个分布都相当均匀的试件则比较容易。这样也就变成要把检测数据进行细分的问题了，使检测概率的值能够在较小的缺陷尺寸区间加以确定，而后画出所得的可靠性曲线。

编写：陆铭惠（清华大学）

第 6 章　统计工艺控制 SPC 在铸造中的应用

1　概述

铸件生产过程中涉及多工序、多材料、多物理化学过程，影响铸件质量的因素众多，那么如何才能在千头万绪中理出头绪，有效地解决铸件质量问题呢？单靠理论分析或经验是不够的，这离不开现代统计技术。某项事情的发生，某种铸造缺陷的产生，就某一次来说，可能是无规律的，偶然的，不容易找出该事件的原因。但是当发生了足够多次之后，偶然性的因素被排除，事物的规律就会暴露出来，事物的内在联系及其必然性就会逐步被人们所认识。这就是采用统计分析法的依据。统计工艺控制英文为 Statistical Process Control，简称 SPC，也翻译为统计过程控制或工序过程统计控制，在大范围上讲，其又属于统计质量控制 Statistical Quality Control，简称 SQC。美国铸造企业早在 1942 年就开始采用统计质量控制技术，1952 年还出版了 Statistical Quality Control for Foundries。我国大型铸造厂一般采用了统计工艺控制技术，但应用情况并不理想。现在很多中小铸造企业发展起来，但是很少采用统计工艺控制。统计工艺控制技术是 ISO9000 质量体系的要素或重要内容，但是真正使该技术发挥作用的例子比较少。现在计算机数理统计软件的应用为我国推广统计工艺控制技术提供了前所未有的机遇。

2　铸造生产过程数理统计基础

2.1　铸造生产过程中质量特性分类

铸造中的缺陷有两类：一类是计值型（variables），另一类是计数型（attributes）。计数的缺陷又分为计件和计点两种。

可以用仪表来测量的缺陷属计值类缺陷，如铸件的化学成分、尺寸、力学性能等。

不是所有缺陷都能用仪表尺度来衡量的，例如气孔和夹砂缺陷等一般用计数的办法来衡量。计数数据的特点在于它们是不连续的，非负的整数。铸件检验中经常采用不合格铸件数来衡量一批铸件的质量，这类计数数据称为计件数据。计件数据有两种表示法：一种是直接把计件数据写出来（在质量管理中称作 Pn 数据），另一种是把它们折算成百分率数据写出来（简称 P 数据），如缺陷率。对于铸件的夹砂缺陷，在计件的同时，还要求在一个铸件上计数，看有几处夹砂。假设以 5 个铸件作为检查单位，汇总夹砂处的数目或面积大小就可比较缺陷的危害程度，这一类计数数据，称为计点数据。由于计点数据在数学上具有类似于计件数据的性质，因此简称为 c 数据，或类似的采用单位量上的缺陷数表示，称为 u 数据。

2.2　抽样的基本概念

所要研究的一个基本单位称为个体，研究的全部个体称为总体，从总体中抽取一定数量的个体进行研究，这一部分个体称为样本。一个样本中所包含的样品（或个体）数量称为样本大小，也叫样本容量。描述样本质量特性值的主要指标有均值（mean）和表示其分散性的标准差（standard deviation）。

样本的均值记为 μ 或 $\bar{x}$，其计算公式为

$$\bar{x} = \frac{\sum_{i=1}^{n} x_i}{n} \tag{7.6-1}$$

式中，x_i 为 i 样本个体的质量特性值；n 为样本容量。

标准差也称为均方差，记为 σ，其计算公式为

$$\sigma = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^{n}(x_i - \bar{x})^2}{n-1}} \tag{7.6-2}$$

注意式中的分母为 $n-1$，因为对于一个样本，其均值和总体一致，因此相当于少了一个自由度，$n-1$ 个数据确定后，剩下的一个数据就可以由这 $n-1$ 个数据和均值计算出来，因此样本容量为 n 的样本的自由度为 $n-1$。σ^2 称为方差（variance）。极差 R（range）为样本中最大值与最小值的差，也可以用来表示数据的分散性。

样本的中位数（median）为样本中的所有个体按大小顺序排列起来，位于中间的那个数或位于中间的两个数的均值，一般记作 $\tilde{x}$。

样本的均值与方差和总体之间的关系见表 7.6-1。

表 7.6-1　样本和总体之间的关系

项目	总　体	样　本
均　值	$\mu = \frac{\sum_{i=1}^{n} x_i}{n}$	$\bar{x} = \frac{\sum_{i=1}^{n} x_i}{n}$
均方差	$\sigma = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^{n}(x_i - \bar{x})^2}{n}}$	$\sigma = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^{n}(x_i - \bar{x})^2}{n-1}}$

2.3　常见质量特性分布

质量特性一般符合三种常见的分布：正态分布、二项分布和泊松分布。下面分别介绍一下这三种分布。

2.3.1　正态分布

正态分布（Normal distribution）表示为：$N(\mu, \sigma^2)$。正态分布的概率密度表达式为

$$f(x) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}\sigma} e^{-\frac{(x-\mu)^2}{2\sigma^2}} \tag{7.6-3}$$

均值表征了正态分布形状曲线的中心位置，方差表征了正态分布曲线的肥瘦程度，如图 7.6-1 所示，当方差较小时，形状比较瘦高，比较集中，当方差增大时，其形状比较平缓。当正态分布的均值为 0，标准方差为 1 时，为标准正态分布，记为 $N(0, 1)$。

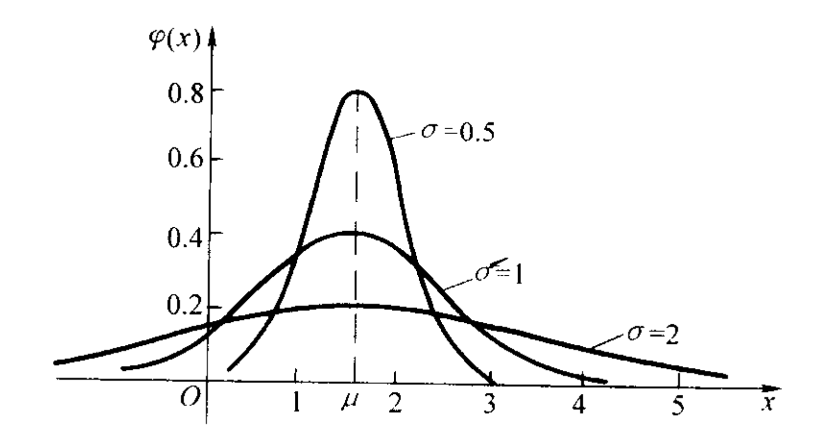


图 7.6-1　μ 相同，σ 不同的三条正态分布曲线

正态分布的累计概率为

$$\Phi(u) = \int_{-\infty}^{u} \frac{1}{\sqrt{2\pi}\sigma} e^{-\frac{(x-\mu)^2}{2\sigma^2}} dx \tag{7.6-4}$$

如果以均值为中心，两侧等距离内的面积进行积分可以得到不同范围内的分布概率，如在 $\mu \pm 1\sigma$ 内的概率为 68.26%，$\mu \pm 2\sigma$ 内的概率为 95.46%，$\mu \pm 3\sigma$ 内的概率为 99.73%，$\mu \pm 6\sigma$ 内的概率为 99.999 999%，如图 7.6-2 所示。

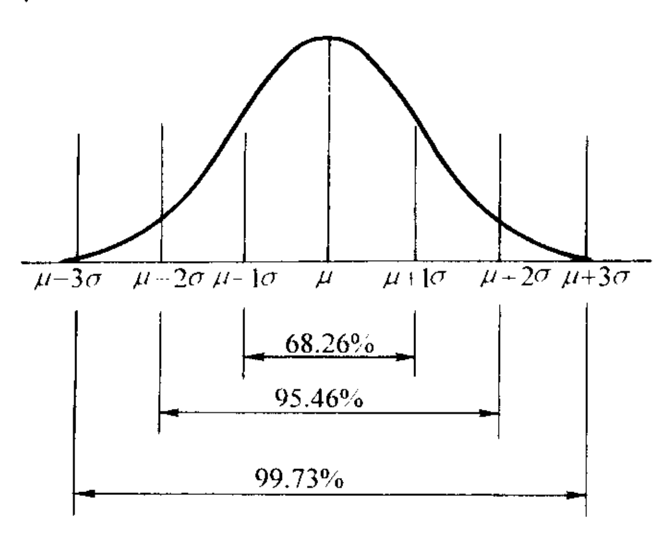


图 7.6-2　正态分布曲线下不同面积正态分布曲线所包含的概率

2.3.2　二项式分布

二项式分布（Binomial distribution）的概率分布密度为

$$p\ (r)\ = \binom{n}{r} p^r q^{n-r} \tag{7.6-5}$$

式中，n 为样本的大小；r 为抽取样本中不合格品数；p 为不合格品率；$q = 1 - p$ 为合格品率。其均值为 $\bar{r} = np$，方差为 $\sigma^2 = npq$。

当 $np \geqslant 4 \sim 5$ 时，二项分布近似符合正态分布，当 n 趋向无穷大时并且 p 不趋近 0 时，符合泊松分布。

2.3.3　泊松分布

泊松分布（Poisson distribution）的概率分布密度为

$$p\ (r)\ = \frac{m^r e^{-m}}{r!} \tag{7.6-6}$$

式中，r 为抽取一个产品时其中出现的缺陷个数；m 为单位产品的平均缺陷数。均值为 $\bar{r} = m$，方差为 $\sigma^2 = m$。当 $m \geqslant 5$ 时，泊松分布近似符合正态分布。

一般计值型质量特性符合正态分布，计件型质量特性符合二项分布，计点型质量特性符合泊松分布。铸造生产中质量特性的分布举例，见表 7.6-2 所示。

表 7.6-2　铸造生产中常用分布及其举例

项目	正态分布	二项分布	泊松分布
适用对象	计值	计数	计点
举例	加工零件尺寸、型砂中的水分、材质的化学成分	抽查不合格品	铸件上的砂眼、气孔
特点	连续值	要么合格，要么不合格	出现缺陷面大，但具体每一次出现的缺陷数的概率又很小
近似正态分布的条件	—	$np \geqslant 4 \sim 5$	$m \geqslant 5$

3　七种工具

七种工具是质量管理中数据的收集整理与分析的技术，包括分层法（Stratification）、调查表法（Check sheet）、排列图法（Pareto chart）、因果分析图法（Cause and effect diagram）、散布图法（Scatter plot）、直方图法和控制图法（Control chart）。七种工具还有别的分法，但主要工具类似。

铸造生产全过程，变化参数非常多，可多达 500 余个。这些变数是反映生产现状的数据，用统计的方法加以适当的归纳整理，取得信息。根据这些信息来进行诊断，即通过分析资料，处理数据达到消除缺陷的目的。统计方法的基础是数据的收集，不是盲目、零散地收集一些互不相关的数据，而是按一定的要求，为发现问题、分析问题而收集数据。

3.1　分层法

分层法也叫分类法，对铸件缺陷进行分类，其目的是为了通过分类把性状不同的数据和错综复杂的形成原因分析清楚，为拟定对策提供参考。分层法的结果，可以通过表格表示，也可以通过图形表示，它是 7 种工具中有关图表法中整理原始记录的基本步骤。铸造生产中的数据看起来杂乱无章，无规律可循，但是如果按照一定的方法进行分类，就不难看出其规律性。现场处理数据往往按照下列方法分层：①按操作人员分：可按工人的技术级别、工龄、性别和班次等进行分层。②按使用设备分：可按不同型号、不同工具、不同使用时间等进行分层。③按工作时间分：可按不同班次、不同日期等进行分层。④按使用原材料分：可按不同材料规格、不同供料单位等进行分层。⑤按工艺方法分：可按不同工艺、不同加工规程等进行分层。⑥按工作环境分：可按不同工作环境、使用条件等进行分层。⑦按照熔炉的炉次分类，这是检查缺陷是由金属熔液还是铸造工艺引起的一个重要手段，如果某一炉次的废品特别多，则应从金属熔液方面找原因，如铁液温度、铁液氧化、修炉、孕育、炉料等。⑧对批量大的铸件可以按缺陷发生的部位分类，因为缺陷部位和其形成机理密切相关，例如缩孔发生在热节或补缩不良处；砂眼常在铁液大量流经处或砂型薄弱处；气孔存在于排气不良处等。

将同一条件下收集的数据归并成一类，即将数据分类统计，以便找出数据的统计规律。如图 7.6-3 中，我们很难发现点子“·”和“×”的整体分布规律，但按因素甲、乙分层后，则因素甲“·”呈现出弱正相关倾向，因素乙“×”呈现出弱负相关倾向。图 7.6-4 中按操作者分类可以看出每个操作者对应一个峰值，如果不分类就很难理解两个峰值。

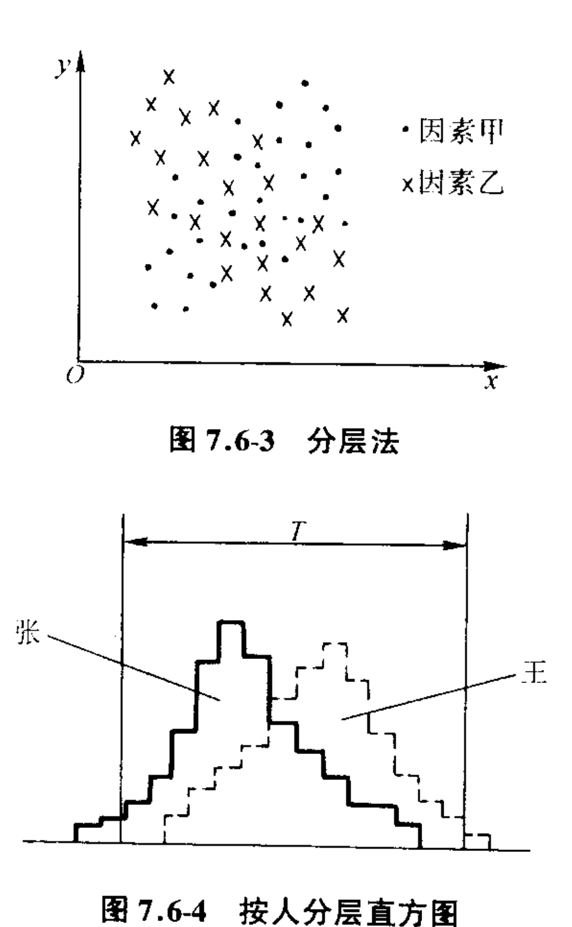


图 7.6-3　分层法

图 7.6-4　按人分层直方图

3.2　调查表法

调查表法也叫检查表、统计分析表法，是记录、收集、整理数据和粗略地分析原因的一种工具。其格式多种多样，

一般是根据需要自行设计调查表的格式。常用的检查表有缺陷位置检查表、不合格品分项检查表、频数分布表等。不合格品分项检查表，是将不合格品按其种类、原因、工序、部位或内容等情况进行分类记录，能简便、直观地反映出不合格品的分布情况。例如表 7.6-3 是一张按月统计的数据表，从原始数据看：掉砂与跑火两项合计占 79.88%（总计项中掉砂 84 件加跑火 59 件再除以合计 179 件），可以说是主要缺陷，其中Ⅰ班占 44 + 34 = 78 件，Ⅱ班占 40 + 25 = 65 件，差别不大，故认为产生主要缺陷和班次无相关性，即和工人的操作无关。

表 7.6-3　按班次、铸件名目统计缺陷调查表

检查日期：2003 年 4 月 2 日　　　　　　　　检查者：

班次	铸件名目	铸件缺陷件数/个							合计	铸件总数
		裂纹	偏芯	壁薄	掉砂	气孔	跑火	其他		
Ⅰ	A	1	3	4	12	1	8	2	31	193
	B		5		21		2		28	176
	C			2	11	2	24	2	41	371
	小计	1	8	6	44	3	34	4	100	740
Ⅱ	A		6	1	12		3		22	185
	B	1	4		12		4		21	173
	C	1			16		18	1	36	345
	小计	2	10	1	40	0	25	1	79	703
	总计	3	18	7	84	3	59	5	179	1 443

表 7.6-4 是将表 7.6-3 按铸件名目分类统计的各种缺陷的缺陷率。对 A 铸件而言，掉砂、跑火和偏芯是主要缺陷，占全部缺陷的（4.79 + 12.71 + 5.77）/27.96 = 83.2%，主要原因是浇注不当或合型工艺有问题。对 B 铸件而言，掉砂是主要缺陷，对 C 铸件而言，主要缺陷是跑火（11.69/21.49 = 54.39%）和掉砂（7.6/21.49 = 35.36%），两者之和达到 89.75%。综合 A、B、C 3 种铸件分析，造成缺陷的主要原因是掉砂和跑火。形成这两种缺陷的共同原因是浇注不当，可能浇注过速是造成铸件生成缺陷的主要原因。

表 7.6-4　按铸件名目统计分析缺陷

铸件名目	100 铸件中缺陷件数/个							合计	铸件总数
	裂纹	偏芯	壁薄	掉砂	气孔	跑火	其他		
$A_{Ⅰ}$	0.52	1.55	2.07	6.22	0.52	4.15	1.04	16.07	193
$A_{Ⅱ}$	0	3.24	0.54	6.49	0	1.62	0	11.89	185
$\sum A$	0.52	4.79	2.61	12.71	0.52	5.77	1.04	27.96	378
$B_{Ⅰ}$	0	2.84	0	11.93	0	1.14	0	15.91	176
$B_{Ⅱ}$	0.58	2.31	0	6.94	0	2.31	0	12.14	173
$\sum B$	0.58	5.15	0	18.87	0	3.45	0	28.05	349
$C_{Ⅰ}$	0	0	0.54	2.96	0.54	6.47	0.54	11.05	371
$C_{Ⅱ}$	0.29	0	0	4.64	0	5.22	0.29	10.44	345
$\sum C$	0.29	0	0.54	7.60	0.54	11.69	0.83	21.49	716
$\sum A + \sum B + \sum C$	1.39	9.94	3.15	39.18	1.06	20.91	1.87	77.5	1 443

缺陷位置检查表，是将所发生的缺陷标记在产品或零件简图的相应位置上，并附以缺陷的种类和数量记录，能直观地反映缺陷的情况。

3.3 排列图

排列图也称巴累托（Pareto）图，是由意大利经济学家巴累托（Pareto）提出。基于"关键的少数和次要的多数"原理，将问题按照原因或状况分类，把数据从大到小排列而做出排列柱状图—累计曲线图，从中显示出形成缺陷的主要因素。排列图由两个纵坐标、一个横坐标、几个按高低顺序依次排列的长方形和一条累计百分比曲线所组成。长方形块对应于各缺陷或因素的百分比，折线对应于从左到右的累计缺陷或因素的百分数。横坐标为各缺陷或因素，其排列顺序按从大到小的排列方法。排列图可以找出在存在的质量问题中，哪些是主要的，哪些是次要的，也可以找出影响质量的原因中，哪个是最主要的。铸造生产中，存在的质量问题很多。如果不分主次，就有可能使问题解决得不理想。相反，将主要因素的影响减小比消灭次要因素要容易得多，所以必须选取前面两三个主要因素作为改进质量的主要目标，使有限的精力发挥出显著的效果。采用排列图可以将铸件的主要缺陷或众多原因通过比较其所占百分数的方法，将其按大小排列绘制出来，从而方便地找出最主要的缺陷或最主要的影响因素，从而采取对策。

对于一个质量问题，在采取措施前要画排列图。在采取措施后也要用排列图来检查措施实施的效果。如果原先的主要项目变成了次要项目，或无关紧要的项目，产品质量就得到了提高，这就说明措施有效。如所画排列图总是不变，说明生产质量没有提高。

以表 7.6-3 中 A、B、C 3 种铸件的主要缺陷为例说明作排列图的步骤。①统计数据，按缺陷名目进行分层，依频数或数量大小排队，计算出在总缺陷数中的累计百分比率（见表 7.6-5）。②根据缺陷名目、件数及累计比率（%）作排列图。横坐标为与缺陷名目相当的柱形条，左纵坐标的标度为废品件数，右纵坐标标出累计比率见图 7.6-5。③一般习惯用法，将累计百分数分成 3 类：0% ~ 80% 为第 1 类，属主要因素；本例中掉砂和跑火为主要缺陷，应首先着手分析解决。80% ~ 90% 为第 2 类，属次要因素。例如本例中的偏芯应稍后解决。80% ~ 100% 为第 3 类属，一般因素，在本例中则是壁薄等缺陷。

表 7.6-5　主要缺陷统计分析表

序号	缺陷名目	件数	比率/%	累计比率/%
1	掉砂	84	46.9	46.9
2	跑火	59	32.9	79.8
3	偏芯	18	10.1	89.9
4	壁薄	7	4.0	93.9
5	其它	5	2.7	96.9
6	气孔	3	1.7	98.3
7	裂纹	3	1.7	100

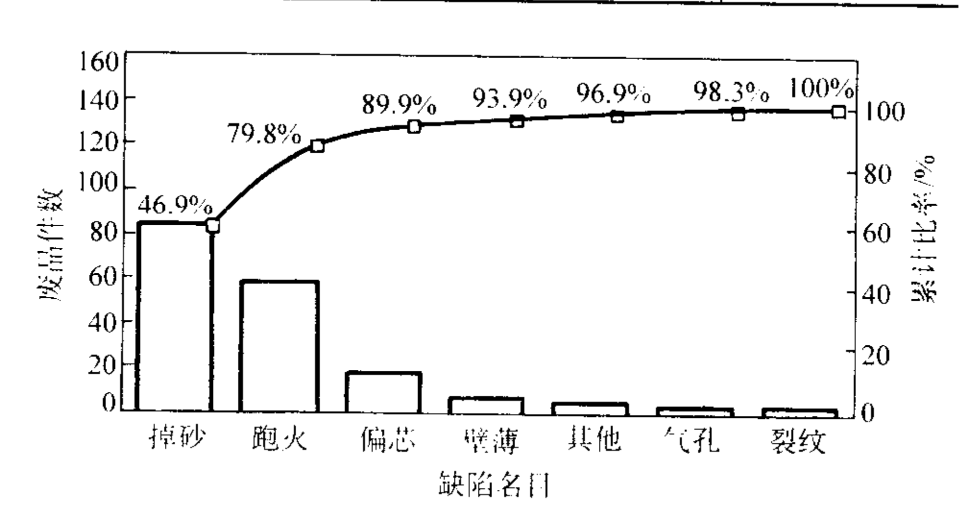


图 7.6-5　主要缺陷排列图

3.4 因果分析图

因果分析图也叫特性要因图，或以其形状称为树枝图、

鱼骨图，或以其倡用者命名为川馨图、石川图。它是整理和分析影响缺陷生成的各因素（原因）之间关系的一种工具。因果图是针对铸件的某一缺陷，来寻找缺陷产生的原因。根据人（Man）、机器（Machine）、材料（Material）、方法（Method）、测量（Measurement）、环境（Environment），简称5M1E六大因素，其次再在每个方面查找其他细节因素。

制作因果分析图应首先明确分析对象，要解决什么问题。其次广泛调研，深入分析缺陷生成的原因。对收集到的原因进行分类，大原因为人、机器、材料、方法、测量、环境等，小原因或更小原因以小到能采取措施为度，主要原因也可加标志，以便采取对策。

因果图绘制：将结果绘制在图右边的线框内，中间画一个大箭头指向这个线框，这个箭头为主干，主干两侧再画一些箭头指向主干，成为大枝，大树枝两旁再画水平箭头，称为中树枝，中树枝两侧再画斜向箭头，称为小树枝。分别将大小原因填入大、中、小树枝，形成一棵树，因此也可称为树形图。

图7.6-6为某企业铸钢件中气孔缺陷因果分析图。

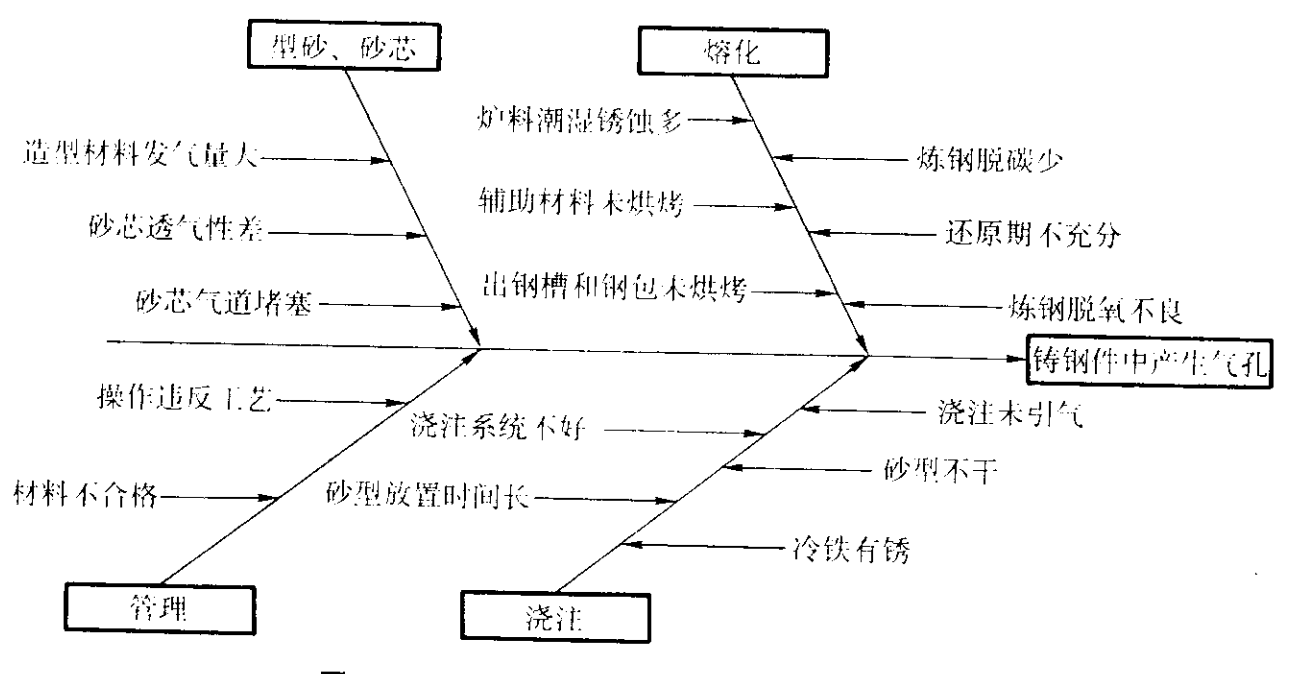


图7.6-6　某企业铸钢件中气孔缺陷因果分析图

3.5　散布图法

散布图也叫相关图，主要用来分析原因和结果之间的相关程度。在缺陷分析时，可以把一个目标特性 y 作为因变量［例如铸铁共晶团数量（个/mm^2）］和用另一个特性参数 x［例如过冷度（℃）］为变量来作相关图，将测得的 x（独立变量）和 y（因变量）点在坐标纸上，从而判断其相关性。图7.6-7给出了几种常见的相关性示意图。

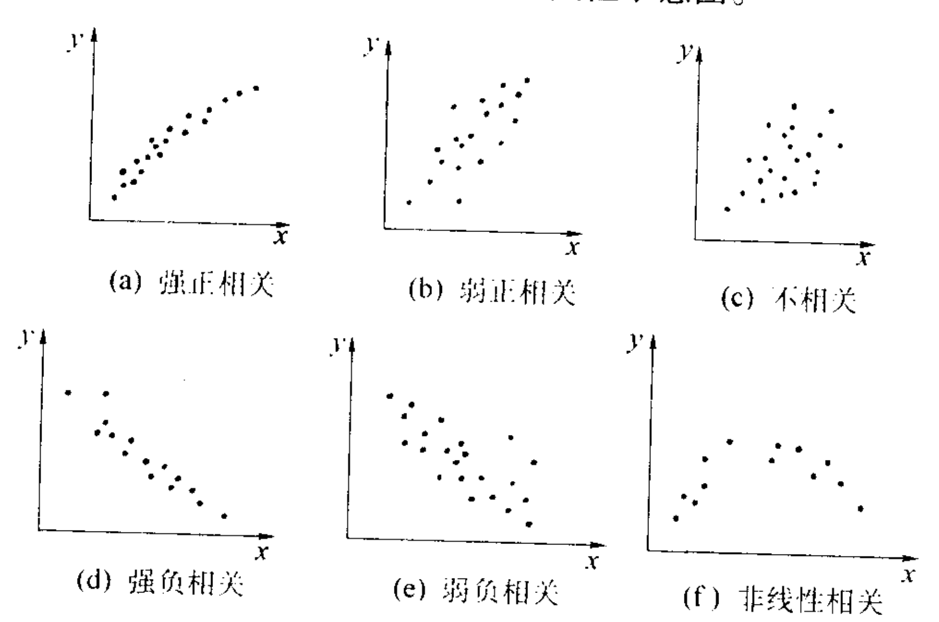


图7.6-7　散布图的几种基本形式

利用相关图分析两类数据的相关性时，在实际生产和工作中为了能够迅速判断其是否相关，常常采用中值法。此外还可以采用相关系数法。

（1）中值法

1）作中值线　在相关图上分别作出 X、Y 的中值线 $\tilde{x}$ 及 $\tilde{y}$，使 $\tilde{x}$ 线左右两侧的点数相同，使 $\tilde{y}$ 线上下两部分的点数相同，中值线在相关图上所划分的四个区间自右上角起沿逆时针方向分别为第Ⅰ、Ⅱ、Ⅲ、Ⅳ象限，如图7.6-8所示。

2）数点　数出各象限内的点数及位于线上的点数，并计算Ⅰ、Ⅲ象限内总点数以及Ⅱ、Ⅳ象限内总点数。当这两个总点数中其中一个小到一定程度，就可认为 x 和 y 存在一定线性相关关系。具体小到什么程度，可以通过查符号检验表去判断，具体见相关参考文献。

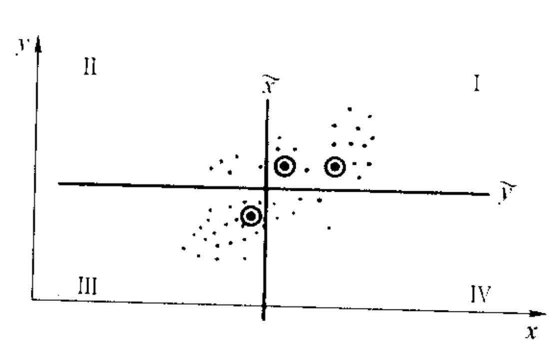


图7.6-8　相关性的中值法判断

（2）相关系数法

相关系数法是计算相关系数，从而判断相关性。其计算公式为

$$r = \frac{L_{xy}}{L_{xx}L_{yy}} = \frac{\sum(x_i - \bar{x})(y_i - \bar{y})}{\sqrt{\sum(x_i - \bar{x})^2 \sum(y_i - \bar{y})^2}}$$

$$= \frac{\sum xy - \frac{1}{2}\sum x \sum y}{\sqrt{[\sum x_i^2 - \frac{1}{n}(\sum x_i)^2][\sum y_i^2 - \frac{1}{n}(\sum y_i)^2]}} \quad (7.6\text{-}7)$$

它表示出 x 及 y 之间的相关性质及其程度等，其绝对值越接近于1，x 和 y 的线性关系越好。如果它近于0，就可以认为 x 和 y 之间没有线性关系，这时有两种情况：或者两者没有关系（散布图点子找不到任何趋势），或者两者有非线性关系。

3.6　直方图

直方图又称数据分布图，是对数据进行整理，以判断和预测生产过程质量波动的一种工具。工程中的数据是分散的，铸件的质量数据同样也是分散的，例如同牌号的铸件每炉的力学性能是不同的；相同的配料方案，每次熔化的铁液化学成分都不同；用同一模样生产的铸件，其尺寸和重量均不同；同一工人用相同的工艺生产一批铸件，其质量也不会

是一致的。我们的任务是分析数据的分布规律，找出什么是正常的分散，什么是不正常的分散，受哪些因素影响，如何有效地控制分散。

直方图的绘制：首先找出数据的最大最小值，在数值的最大最小值之间进行等分，分成若干组，组数一般由数据个数 n 确定，为$\sqrt{n}$；然后将测试得到的数据归入每一组，统计各组数据的个数，称为频数；以组距为底边，以频数为高度，以与频数成比例的面积构成矩形图。

通过直方图的形状可以观察质量分布特性。在正常生产情况下直方图应该呈现为正态分布形状，如果发生了异常，说明生产也发生了异常，应进一步查找原因。判断直方图是否发生异常，主要有以下几种特征：整体分布位置是否适当；整体分布的宽度如何；整体分布形状是否向左或向右倾斜，是否对称，在整体分布中有无形成缺齿或折齿的情况；整体分布的左右有无陡壁状；整体分布是否过于尖蜂状；有无孤岛型跳离整体之外，有无形成双峰形；整体分布是否过于平坦，见图7.6-9。

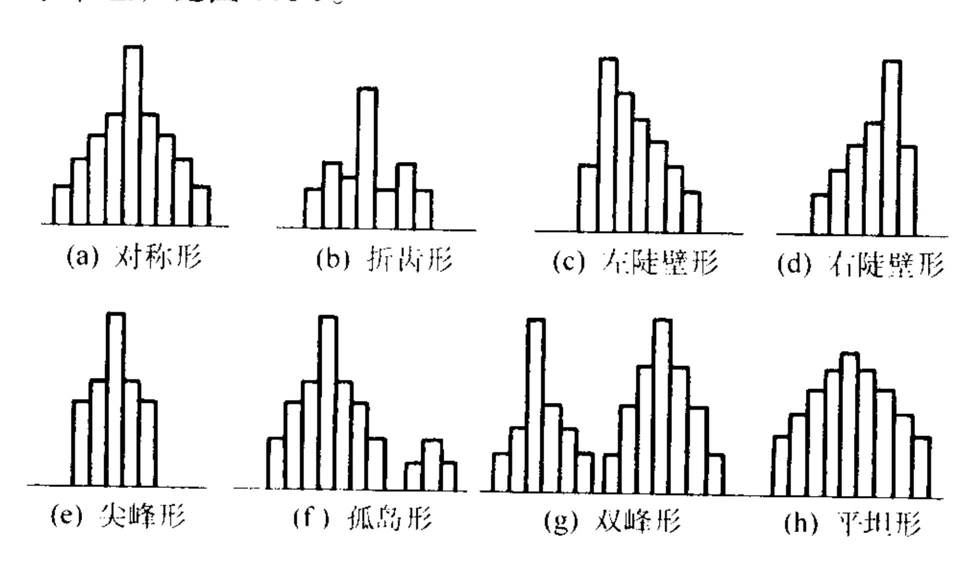


图7.6-9 直方图的常见形状

通过直方图还可以计算工序能力，具体在本章后面工序能力分析中有介绍。

控制图是七种工具的重点和难度，将在后面的内容中专门进行介绍。

4 工序能力

4.1 工序能力的概念

所谓工序能力是指工序处于稳定状态下时满足产品质量要求的能力。工序能力主要表现在以下两个方面：①产品质量是否稳定。②产品质量精度是否足够。因此，当确认工序能力可以满足精度要求的条件下，工序能力是以该工序产品质量特性值的变异或波动来表示的。产品质量的变异可以用频数分布表、直方图、分布的定量值以及分布曲线来描述。在稳定生产状态下，影响工序能力的偶然因素的综合结果近似地服从正态分布。为了便于工序能力的量化，用可以接受的一定的质量合格率所对应的波动范围表示，如常用 3σ 原理来确定其分布范围。当产品质量合格的概率达到99.73%时，十分接近于1，这时正态分布范围取为 $\mu\pm3\sigma$。因此以 $\pm3\sigma$，即 6σ 为标准来衡量工序的能力是否具有足够的精确度和良好的经济特性。所以在实际计算中就用 6σ 的波动范围来定量描述工序能力。记工序能力为 B，则 $B=6\sigma$。注意这里的工序能力不是其产量能力。

4.1.1 工序能力指数

工序能力为表征工序质量的绝对指标。而生产中关心的是工序能力满足生产实际质量要求的程度。实际质量要求，通常用标准、公差（容差）、允许范围等来衡量，一般用符号 T 表示。质量标准（T）与工序能力 B 之比值，称为工序能力指数，记为 C_p。

$$C_p=\frac{T}{B}=\frac{T}{6\sigma} \tag{7.6-8}$$

工序能力指数 C_p 值，是衡量工序能力满足实际质量要求的指标。工序能力指数越大，说明工序能力越能满足技术要求，甚至有一定的能力贮备。

σ 可以用抽取样本的实测值计算出样本标准偏差 S 来估计。这时，

$$C_p=\frac{T}{B}=\frac{T}{6S} \tag{7.6-9}$$

式（7.6-8）和式（7.6-9）适用于计量值为双侧公差而且分布中心和标准中心重合的情况（见图7.6-10）。

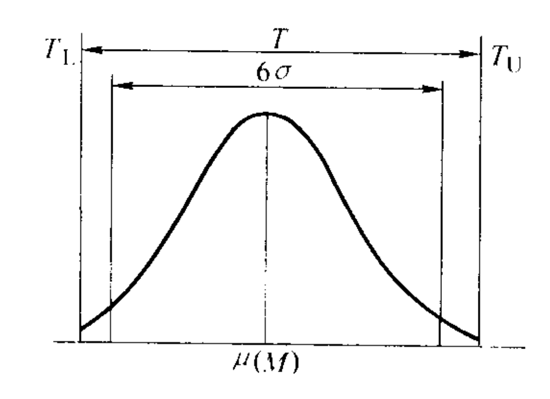


图7.6-10 工序能力与质量标准（中心重合）

对于只有上限公差的情况（图7.6-11）：

$$C_p=\frac{T_U-\mu}{3\sigma} \tag{7.6-10}$$

对于只有下限公差的情况（图7.6-11）：

$$C_p=\frac{\mu-T_L}{3\sigma} \tag{7.6-11}$$

式中 T_U 为质量标准上限；T_L 为质量标准下限，$T=T_U-T_L$。

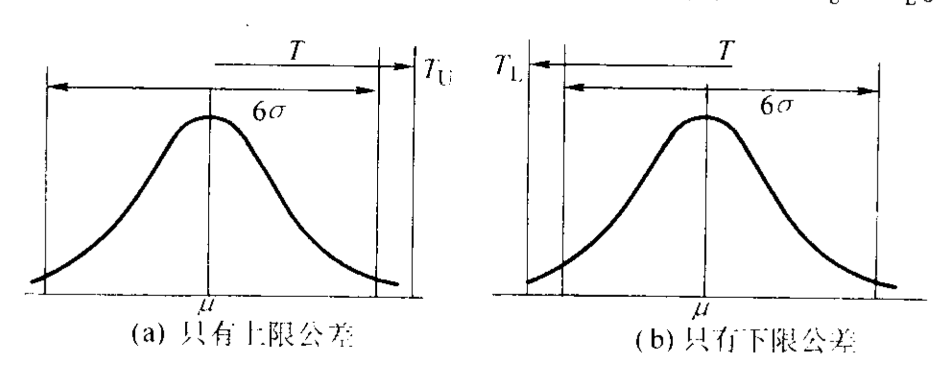


图7.6-11 工序能力指数的计算

4.1.2 修正工序能力指数 C_{pk}

当公差中心和实际要求产生偏差时，如图7.6-12所示时，采用工序能力修正指数 C_{pk}。其计算公式为

$$C_{pk}=\min(C_{p左},\ C_{p右})=\min\left(\frac{\frac{T}{2}+\varepsilon}{3\sigma},\ \frac{\frac{T}{2}-\varepsilon}{3\sigma}\right)$$

$$=\frac{T}{6\sigma}(1-K) \tag{7.6-12}$$

式中，$K=\frac{2\varepsilon}{T}$；ε 为偏差。

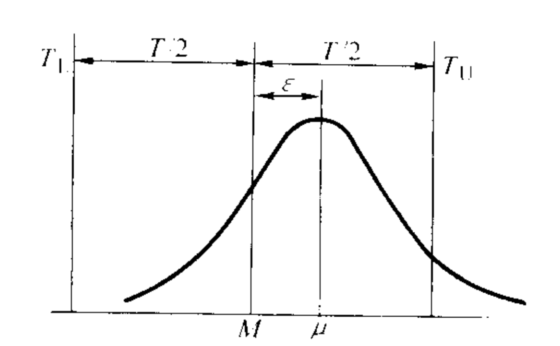


图7.6-12 修正工序能力指数的计算

4.2 工序能力分析

工序能力等级是以工序能力指数 C_p 值的大小来划分的，一般分为五级，见表7.6-6。对于不同的能力等级要采取相应的措施。当公差中心和实际要求产生偏差时，对于一定工序能力水平和偏差水平应采取一定措施，见表7.6-7。

表7.6-6 工序能力等级划分表

C_p 值	等 级	不合格品率	评 价	所应采取的行动
$C_p > 2$	—	$< 0.002 \times 10^{-6}$	工序能力过于富裕	1）采用更经济的工艺方法 2）采用精度等级较低的设备 3）使用技术等级较低的工人 4）放宽控制图的控制界限
$1.67 < C_p < 2$	特级	0.002×10^{-6} ~ 0.57×10^{-6}	工序能力过高，不经济，"粗活细作"	1）缩小公差 2）允许较大外来波动 3）改用较经济的设备，设法降低成本
$1.33 < C_p < 1.67$	一级	0.57×10^{-6} ~ 63×10^{-6}	工序能力足够	$C_p = 1.33$ 是理想状态，要维持 1）允许一定程度的外来波动 2）简略产品检查工作
$1 < C_p < 1.33$	二级	63×10^{-6} ~ 0.27%	工序能力尚可。有发生不合格品的可能	需加强管理，使用管理图监视
$0.67 < C_p < 1$	三级	0.27% ~ 4.55%	工序能力不足	1）分析原因，制定措施，缩小 σ 2）在不影响产品性能前提下，放大公差 3）对产品全数检查、分级筛选
$C_p < 0.67$	四级	> 4.55%	工序能力全无	1）不能生产，必须改进工艺 2）对产品全数检查

表7.6-7 平均值 $\bar{x}$ 与偏移系数 K 的关系

工序能力指数 C_p	偏移系数 K	对于分布平均值 $\bar{x}$ 的措施
$1.33 < C_p$	$0.00 < K < 0.25$	不必要调整
$1.33 < C_p$	$0.25 < K < 0.50$	要注意
$1.00 < C_p < 1.33$	$0.00 < K < 0.25$	要注意
$1.00 < C_p < 1.33$	$0.25 < K < 0.50$	要采取措施

C_{pk} 值的大小，反映企业质量管理水平的高低。图7.6-13为工序能力曲线图。图7.6-13中，A区表示工序能力充分，B区表示工序能力比较充分，C区表示工序能力不足。

从直方图中可以分析工序能力，如图7.6-14所示，其中：

图7.6-14a是质量特性分布范围 B 在 T 的中间，平均值基本与公差中心重合，质量特性分布的两边还有一定余地，这很理想。

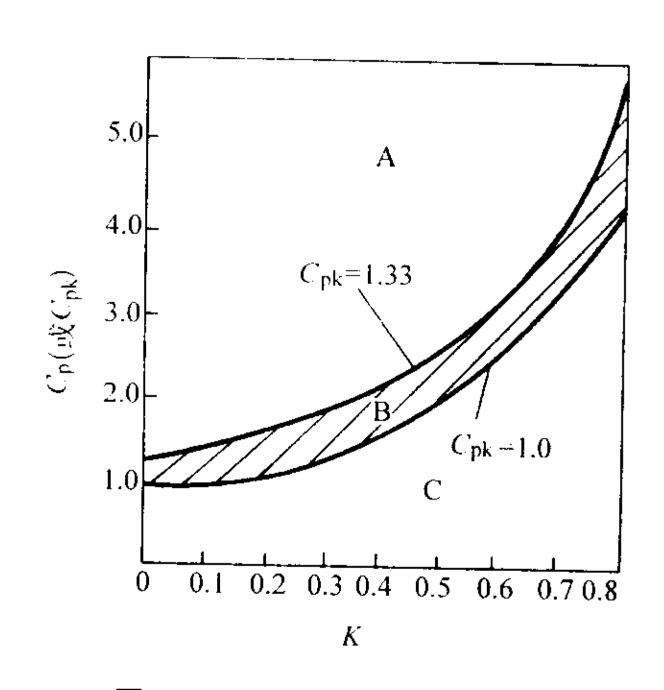


图7.6-13 修正工序能力曲线图

图7.6-14b 质量特性分布范围 B 虽然也落在公差界限之内，但因偏向一边，故有超差的可能，应采取措施纠正。

图7.6-14c 质量特性分布范围 B 也落在公差范围之内，但完全没有余地，说明总体已出现一定数量的废品，应设法使其分布更集中，提高工序能力。

图7.6-14d 公差范围比特性分布范围大很多，此时应考虑是否可以改变工艺，以提高生产速度，降低生产成本，或者缩小公差范围。

图7.6-14e 质量特性分布范围过分地偏离公差范围，已明显看出超差，应立即采取措施加以纠正。

图7.6-14f 质量特性分布范围太大，两边产生了超差，要提高加工精度，应缩小分布范围。

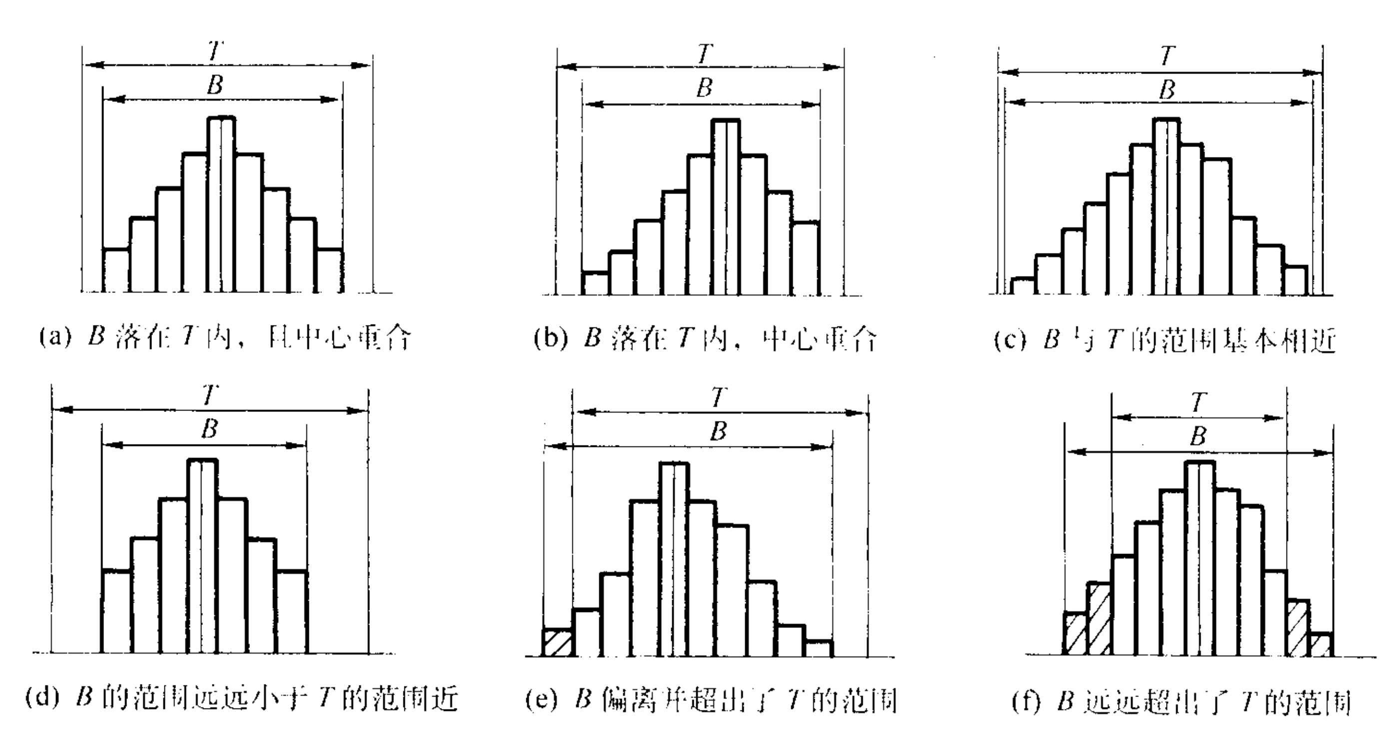


图7.6-14　从直方图上分析工序能力

4.3　工序能力和不良品率

无论工序能力指数或修正工序能力指数，都要对应到产品不合格品率上才有意义。这里确定的工序能力水平和一定的不合格品率相对应。

对于无偏差情况，不合格品率和工序能力的对应关系为

$$\begin{aligned} p &= 1 - P(T_L \leqslant x \leqslant T_U) = 1 - \int_{T_L}^{T_U} \frac{1}{\sqrt{2\pi}\sigma} e^{-\frac{(x-\mu)^2}{2\sigma^2}} dx \\ &= 1 - \int_{\frac{T_L-\mu}{\sigma}}^{\frac{T_U-\mu}{\sigma}} \frac{1}{\sqrt{2\pi}} e^{-\frac{t^2}{2}} dt \\ &= 1 - [\Phi(\frac{T_U-\mu}{\sigma}) - \Phi(\frac{T_L-\mu}{\sigma})] \\ &= 1 - [\Phi(3P_p) - \Phi(-3C_p)] \\ &= 2\Phi(-3C_p) \end{aligned} \quad (7.6\text{-}13)$$

对应有偏差情况，不合格品率和修正工序能力的对应关系为

$$\begin{aligned} p &= 1 - P(T_L \leqslant x \leqslant T_U) = 1 - \int_{T_L}^{T_U} \frac{1}{\sqrt{2\pi}\sigma} e^{-\frac{(x-\mu)^2}{2\sigma^2}} dx \\ &= 1 - \int_{\frac{T_L-\mu}{\sigma}}^{\frac{T_U-\mu}{\sigma}} \frac{1}{\sqrt{2\pi}} e^{-\frac{t^2}{2}} dt \\ &= 1 - [\Phi(\frac{T_U-\mu}{\sigma}) - \Phi(\frac{T_L-\mu}{\sigma})] \\ &= 1 - [\Phi(3C_{pk}) - \Phi(-3C_p(1+K))] \end{aligned} \quad (7.6\text{-}14)$$

根据工序能力系数 C_p 和相对偏移度 K 求不良品率 P 数值表可以查表。无偏差情况下工序能力等级与不合格品率关系见表7.6-6。

4.4　6σ 质量标准

即将公差界限由位于均值两侧各 3σ 改为 6σ，这时公差界限内正态分布的面积十分接近1，之外的面积为百万分之0.002，当公差中心与正态分布均值出现 1.5σ 的偏差时，不良品率为百万分之3.4。这意味着废品率急剧降低，同时也意味着生产线、生产指标的控制精度更高，控制的难度更大。现在 6σ 质量控制已经发展成为一种质量管理理念，包括到达此目的的一系列方法措施。

5　SPC与控制图

5.1　控制图原理

工序能力分析是对工序的静态能力的表征。在生成过程中如何去掌握工序能力呢？最简单的办法是随时间变化，抽取大样本量样本，可以计算每个样本的均值和方差，画出正态分布曲线，这样可以比较各样本的均值和方差或比较各样本的正态分布曲线，从而判断生产是否正常。这样的缺点是样本量大，工作量大，成本高。

而控制图的方法是按一定时间间隔取样，每次只需抽取较小样本，通过处理较小样本，绘制控制图，而不须绘制正态分布曲线，就可以来监测生产中工序能力是否发生波动。控制图法样本小，工作量小，计算简单，成本低。从而实现了预防为主的思想。控制图由美国休哈特（Schewhart）在20世纪20年代提出，但一直到第二次世界大战时才被重用。在质量状态分析和控制方法中使用最普遍、也是最基本的方法是控制图。所谓控制图，是用来监测控制质量特性值随时间推移而发生的波动的图表，是判别和区分正常质量波动与异常质量波动、预报工序状态异常的一种信息图像，是分析工序是否处于正常状态，以及保持工序处于控制状态的图上作业工具。

不论考察的质量特性指标 x 是否符合正态分布，如其符合二项分布或泊松分布，当样本容量大于一定值，如 $n \geqslant 5$ 后，其样本平均值 $\bar{x}$ 就近似或完全符合正态分布。这就是控制图对生产进行工序质量控制的原理。采用控制图控制质量时，不需要全数检验，而只需按一定规则进行抽样，将样本的平均值按抽样时间顺序绘制到控制图上，控制图的特点是标出了由开始部分样本计算得到中心值CL（Center Line）、控制下限LCL（Lower Control Limit）和控制上限UCL（Upper Control Limit），观察样本平均值是否超出了控制限，以及其分布是否随机来判断工序是否稳定。

首先由引起质量波动的随机因素和系统因素的分析入手，然后介绍由 3σ 原理导出的控制图，以及由此带来的两类错误。

在生产中，一个工厂的同一个工人，用同一批造型材

料、相同的造型方法、同一台造型机上所得到铸件的质量特性也不会完全一样，这种现象说明质量具有“波动性”。造成质量波动的原因主要是由人、机器、材料、方法、测量和环境六大因素所引起的。

产生的误差可归纳为两类：随机误差和系统误差。随机误差，具有随机性。随机误差的变化，遵循一定的规律，由数理统计原理可以证明，这些随机误差的总和，服从正态分布，因此可以用数理统计理论掌握随机误差的统计规律，由于随机误差的发生有偶然性故也称为偶然原因。系统误差指在生产过程中少量存在的影响产品质量特性分布的异常因素造成的误差。一旦在生产中出现了这种因素，就会使产品质量发生显著变化。例如生产中工人过度疲劳，混入了不同规格的原材料，机床、刀具的过度磨损或损坏，夹具严重松动，机床刀具安装和调整不当，润滑油牌号不对等。

通常把随机原因引起的质量特性值波动称为正常波动，并认为这时生产过程处于受控状态或稳定状态，而把由系统原因造成质量特性值的波动称为异常波动，这时生产过程处于不稳定状态，随时可能产生废品。因此，查明和消除系统原因产生的质量波动，以保证和提高产品质量就成为控制图的主要任务。

综上所述，可以说休哈特控制图的实质是区分偶然因素与异常因素。偶然因素体现在均值和方差上，如果没有偶然因素，则计值特性值应为单一值，不存在分布的问题，偶然因素使 x 按一定分布分布，一般符合正态分布或近似正态分布，分布的描述采用均值和方差，因此出现了均值和方差参数。控制图上异常波动说明 x 的均值和方差产生变化，即因随机偶然因素产生的分布状态发生了变化，此即出现了异常因素。

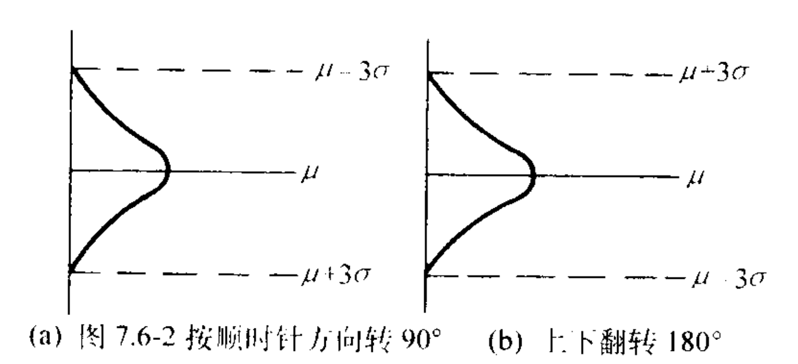
5.1.1 两类错误和3σ方式

控制图利用抽检对生产过程进行监控，因而是十分经济的。但既是抽查就不可能没有风险。

当生产中不存在系统误差时，产品质量特性（总体 X）服从正态分布 $N(\mu, \sigma^2)$。样品 x 出现在 $[\mu-3\sigma, \mu+3\sigma]$ 中的概率为0.997 3。即在1 000个样品数据中，平均仅有3个数据超出 $[\mu-3\sigma, \mu+3\sigma]$ 范围。所以可以近似认为，如果工序处于受控状态，质量一定落在 $\mu\pm3\sigma$ 范围内，即3σ原理；而在一次试验中、如样品 x 出现在 $\mu\pm3\sigma$ 范围以外，则认为处于非统计控制状态。休哈特就根据这一事实提出了控制图。控制图的演变过程参见图7.6-15。首先把图7.6-2按顺时针方向转90°成图7.6-15a，由于上下的数值大小不合常规，故再把图7.6-15a上下翻转180°而成图7.6-15b。将 $\mu\pm3\sigma$ 分别称为上控制界限UCL和下控制界限LCL，μ 称为中心线CL，并将按时间顺序抽取的样本统计量数值进行描点，这样就得到一张控制图，具体说是单值（z）控制图，参见图7.6-16。

（1）两类错误

由于正态分布曲线是沿数轴两个方向无限延伸的，因此要采用 $[\mu-t\sigma, \mu+t\sigma]$ 范围代表整个正态分布，这样就把问题绝对化，就可能会出现下列两类不可避免的错误：



(a) 图7.6-2按顺时针方向转90°　(b) 上下翻转180°

图7.6-15 控制图的演变

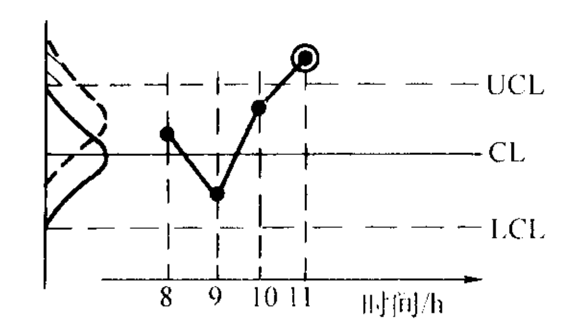


图7.6-16 单值控制图

1）虚发警报的错误，也称第Ⅰ类错误。在生产正常的情况下，纯粹出于偶然而点子出界的概率虽然很小，但不是绝对不可能发生的。因此，在生产正常、点子出界的场合，根据点子出界而判断生产异常就犯了虚发警报的错误或第Ⅰ类错误，把处于统计控制状态下的生产工序误判为处于非统计控制状态。把犯第Ⅰ类错误的概率称为Ⅰ类风险，记作 α。

2）漏发警报的错误，也称第Ⅱ类错误。在生产异常的情况下，产品质量的分布偏离了典型分布，但总有一部分产品的质量特性值是在上下控制界限之内的。如果抽到这样的产品进行检测并在控制图中描点，这时由于点子未出界而判断生产正常就犯了漏发警报的错误或第Ⅱ类错误，把犯第Ⅱ类错误的概率称为Ⅱ类风险，记作为 β，参见图7.6-17。

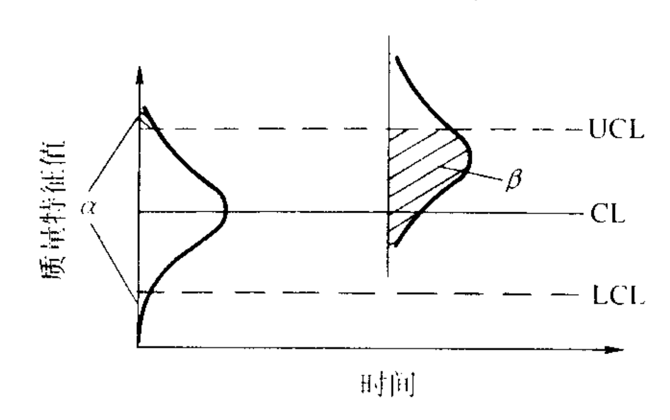


图7.6-17 两类错误发生的概率

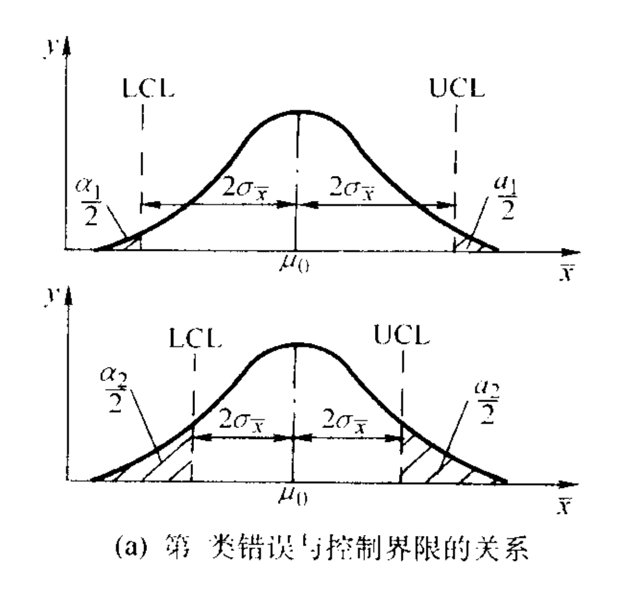
（2）3σ方式

在控制图上，中心线一般是对称轴，所能变动的只是上下控制界限的间距。若将间距增大，则 α 减小而 β 增大，反之，则 α 增大而 β 减小，如图7.6-18所示。因此，只能根据这两类错误造成的总损失最小来确定上下控制界限。实践证明，选取一个合理的界限 $\mu\pm3\sigma$ 时，可使两类错误造成的总损失最小，如图7.6-19所示。根据“点子出界就判异”这样的准则来做，即使有时判断错误，但从长远看仍是合算的，这就是3σ方式。两类错误造成的总损失较小的控制界限为 $\mu\pm3\sigma$。此时犯第Ⅰ类错误的概率或显著性水平 $\alpha=0.002\,7$。我国、美国和日本等大多数国家都采用3σ方式的控制图，而英国和北欧少数国家采用 $\alpha=0.001$ 的概率界限方式的控制图。这两者实际上相差无几。

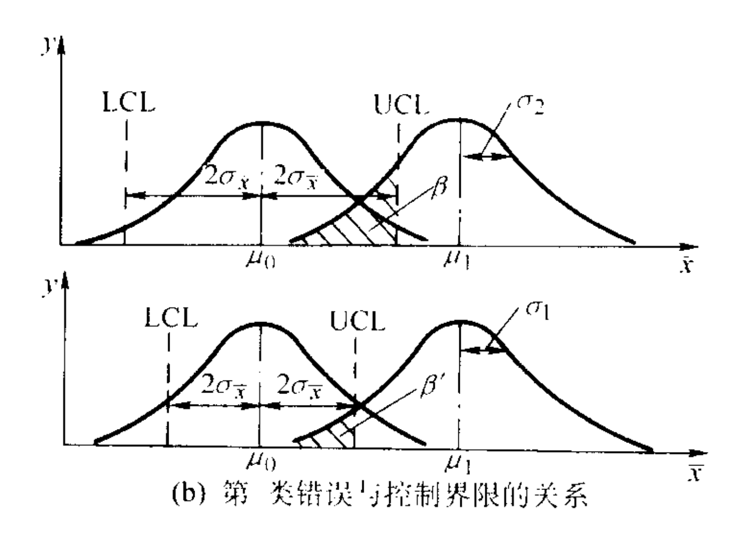
在控制图中点子在UCL和LCL间正常随机波动，x 的均值和方差不发生变化，当异常波动或出界后，则 x 的均值和方差可能发生变化。

5.1.2 休哈特控制图种类及其计算公式

控制图的种类很多，见表7.6-8。按质量特征分为：计值型、计件型和计点型。计值控制图有：均值－极差控制图、中位数－极差控制图、单值移动－极差控制图、均值－标准差控制图、带警戒线的均值控制图等；计件值控制图有：不良品数控制图、不良品率控制图；计点值控制图有：缺陷数 c 控制图、单位缺陷数 u 控制图。各控制图的上下控制界限和中心线的计算见表7.6-9。计算公式中用到的系数见表7.6-10。$x-R$ 控制图中 $\bar{\bar{x}}$ 表示 $\bar{x}$ 的均值，也等于总体的均值 μ。计件型控制图中 $\bar{P}$ 为从已知样本中得到的平均不合格品率。计点型控制图件 $\bar{c}$ 和 $\bar{u}$ 分别为从所有已知样本中得到的平均缺陷数和平均单位缺陷数。



(a) 第 类错误与控制界限的关系



(b) 第 类错误与控制界限的关系

图 7.6-18　两类错误与控制界限的关系

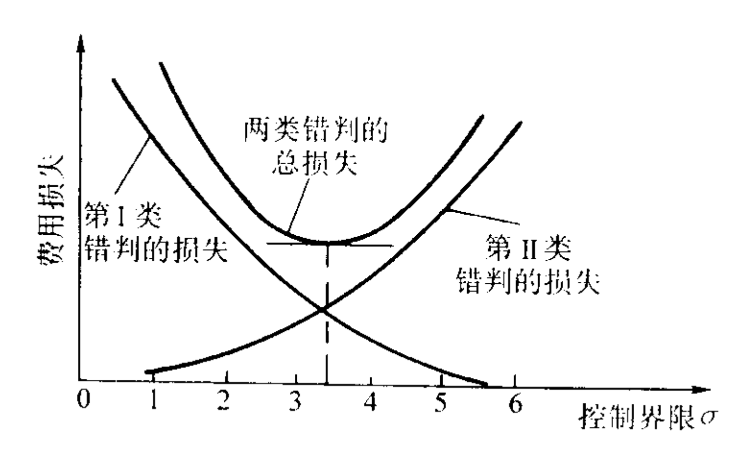


图 7.6-19　两类错误与总损失的关系

表 7.6-8　常规的休哈特控制图分类

数据	分布	控制图	简记
计量值	正态分布	均值—极差控制图	$\bar{x}$-R 控制图
		均值—标准差控制图	$\bar{x}$-S 控制图
		中位数—极差控制图	$\tilde{x}$-R 控制图
		单值—移动极差控制图	x-R_S 控制图
计件值	二项分布	不合格品率控制图	p 控制图
		不合格品数控制图	pn 控制图
计点值	泊松分布	单位缺陷数控制图	u 控制图
		缺陷数控制图	c 控制图

表 7.6-9　控制图的计算公式

类　型		计　算　公　式	
计值型	$\bar{x}-R$ 控制图	$UCL=\bar{\bar{x}}+3\sigma_{\bar{x}}=\bar{\bar{x}}+A_2\bar{R}$ $LCL=\bar{\bar{x}}-3\sigma_{\bar{x}}=\bar{\bar{x}}-A_2\bar{R}$ $CL=\bar{\bar{x}}$	$UCL=\bar{R}+3\sigma_R=D_4\bar{R}$ $LCL=\bar{R}-3\sigma_{\bar{x}}$ $CL=\bar{R}$
计数型	pn 控制图	$UCL=n\bar{p}+3\sqrt{n\bar{p}(1-\bar{p})}$ $CL=n\bar{p}$ $LCL=n\bar{p}-3\sqrt{n\bar{p}(1-\bar{p})}$	
	p 控制图	$UCL=\bar{p}+3\sqrt{\frac{\bar{p}(1-\bar{p})}{n}}$ $CL=\bar{p}$ $LCL=\bar{p}-3\sqrt{\frac{\bar{p}(1-\bar{p})}{n}}$	
计点型	c 控制图	$UCL=\bar{c}+3\sqrt{\bar{c}}$ $CL=\bar{c}$ $LCL=\bar{c}-3\sqrt{\bar{c}}$	
	u 控制图	$UCL=\bar{u}+3\sqrt{\frac{\bar{u}}{n}}$ $CL=\bar{u}$ $LCL=\bar{u}-3\sqrt{\frac{\bar{u}}{n}}$	

表 7.6-10　控制图计算常用常数

系数 n	A_2	A_3	m_3	m_3A_2	d_2	d_3	D_2	D_3	D_4	E_2
2	1.880	2.224	1.000	1.880	1.128	0.853	3.686	—	3.267	2.660
3	1.023	1.099	1.160	1.187	1.693	0.888	4.358	—	2.575	1.772
4	0.729	0.758	1.092	0.796	2.059	0.880	4.698	—	2.282	1.457
5	0.577	0.594	1.198	0.691	9.326	0.864	4.918	—	2.115	1.290
6	0.483	0.495	1.135	0.549	2.534	0.848	5.078	—	2.004	1.184

续表 7.6-10

系数 n	A_2	A_3	m_3	m_3A_2	d_2	d_3	D_2	D_3	D_4	E_2
7	0.419	0.429	1.214	0.509	2.704	0.833	5.203	0.076	1.924	1.109
8	0.373	0.380	1.166	0.432	2.847	0.820	5.307	0.136	1.864	1.054
9	0.337	0.343	1.223	0.412	2.970	0.808	5.394	0.184	1.816	1.010
10	0.308	0.314	1.177	0.363	3.173	0.797	5.469	0.223	1.777	0.975

注：D_3 栏中“—”表示不考虑下控制界限。

现在简单说明各个控制图的用途。

1) $\bar{x}-R$ 控制图　对于计量值数据而言，这是最常用、最基本的控制图。它用于控制对象为长度、重量、强度、纯度、时间和生产量等计量值的场合。

$\bar{x}$控制图主要用于观察分布的均值的变化，极差控制图用于观察分布的分散情况或变异度的变化，而$\bar{x}-R$ 图则将两者联合运用，用于观察分布的变化。

2) $\bar{x}-S$ 控制图　与$\bar{x}-R$ 图相似，只是用标准差图（S 图）代替极差图（R 图）而已。极差计算简便，故 R 图得到广泛应用，但当样本大小 $n>10$ 或 12，这时应用极差估计总体标准差的效率减低，需要应用 S 图来代替 R 图。

3) $\tilde{x}-R$ 控制图　与$\bar{x}-R$ 图也很相似，只是用中位数图（$\tilde{x}$ 图）代替均值图（$\bar{x}$图）。由于中位数的计算比均值简单，所以多用于现场需要把测定数据直接记入控制图进行控制的场合，这时为了简便，当然规定样本为奇数个数据。

4) $x-R_S$ 控制图　多用于下列场合：对每一个产品都进行检验，采用自动化检查和测量的场合；取样费时、昂贵的场合；以及如化工等过程，样品均匀，多抽样也无太大意义的场合。由于它不像前三种控制图那样能取得较多的信息，所以它判断过程变化的灵敏度也要差一些。

5) p 控制图　用于控制对象为不合格品率或合格品率等计数值质量指标的场合。这里需要注意的是，在根据多种检查项目综合起来确定不合格品率的情况，当控制图显示异常后难以找出异常的原因。因此，使用 p 图时应选择重要的检查项目作为判断不合格品的依据。常见的不良率有不合格品率、废品率、交货延迟率、缺勤率等。

6) pn 控制图　用于控制对象为不合格品数的场合。设 n 为样本大小，p 为不合格品率，则 pn 为不合格品个数。所以取 pn 作为不合格品数控制图的简记记号。由于计算不合格品率需要进行除法，比较麻烦，所以在样本大小相同的情况下，用此图比较方便。

7) c 控制图　用于控制一部机器、一个部件、一定的长度、一定的面积或任何一定的单位中所出现的缺陷数目。如布匹上的疵点数、铸件上的砂眼数、机器设备的缺陷数或故障次数等等。

8) u 控制图　当上述样品的大小保持不变时可以应用 c 控制图，而当样品的大小变化时则应换算为平均每单位的缺陷数后再使用 u 控制图。例如，在制造厚度为 2 mm 的钢板的生产过程中，一批样品是 2 m^2 的，下一批样品是 3 m^2 的。这时就都应换算为平均每平方米的缺陷数，然后再对它进行控制。

对于计件和计点型控制图，从表 7.6-9 的上下控制界限和中心线的计算公式可知，当样本大小变化时，控制图控制界限甚至中心线会随样本大小不同而产生波动。如对于 pn 控制图，其上下控制限和中心线都随 n 变化，p 控制图的上下控制界限随 n 变化，c 控制图中实际上上下控制界限都随 n 变化，u 控制图中上下控制界限随 n 变化。控制界限和中心线如果是波动的，则不利于判断。因此当样本大小变化不大时，可以用平均样本容量代替各样本容量。

我国学者张公绪等提出了通用控制图解决了这一问题。采用通用控制图时首先确定不同样本量对应的上下控制界限，列成表，这里的控制界限一般采用 7 条线，μ、$\mu\pm\sigma$、$\mu\pm2\sigma$、$\mu\pm3\sigma$，相应的分成 8 个区间；然后各样本的值和上下控制界限进行对比即可判断出点子所应落在的区间，不需要绝对准确的位置，这主要是为了减少计算。随着计算机软件的应用，计算量不再成为问题，因此可以将样本值转换成标准正态分布。转换公式为

$$w=\frac{x-\mu}{\sigma} \tag{7.6-15}$$

这样得到的质量特性 w 符合标准正态特性分布 N（0，1)，控制图的控制界限变为 ±3，中心线为 0。如对于 pn 控制图，各样本值经以下公式转换变为标准正态分布：

$$r'=\frac{r-n\bar{p}}{\sqrt{n\bar{p}\ (1-\bar{p})}} \tag{7.6-16}$$

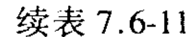
5.1.3　检定能力

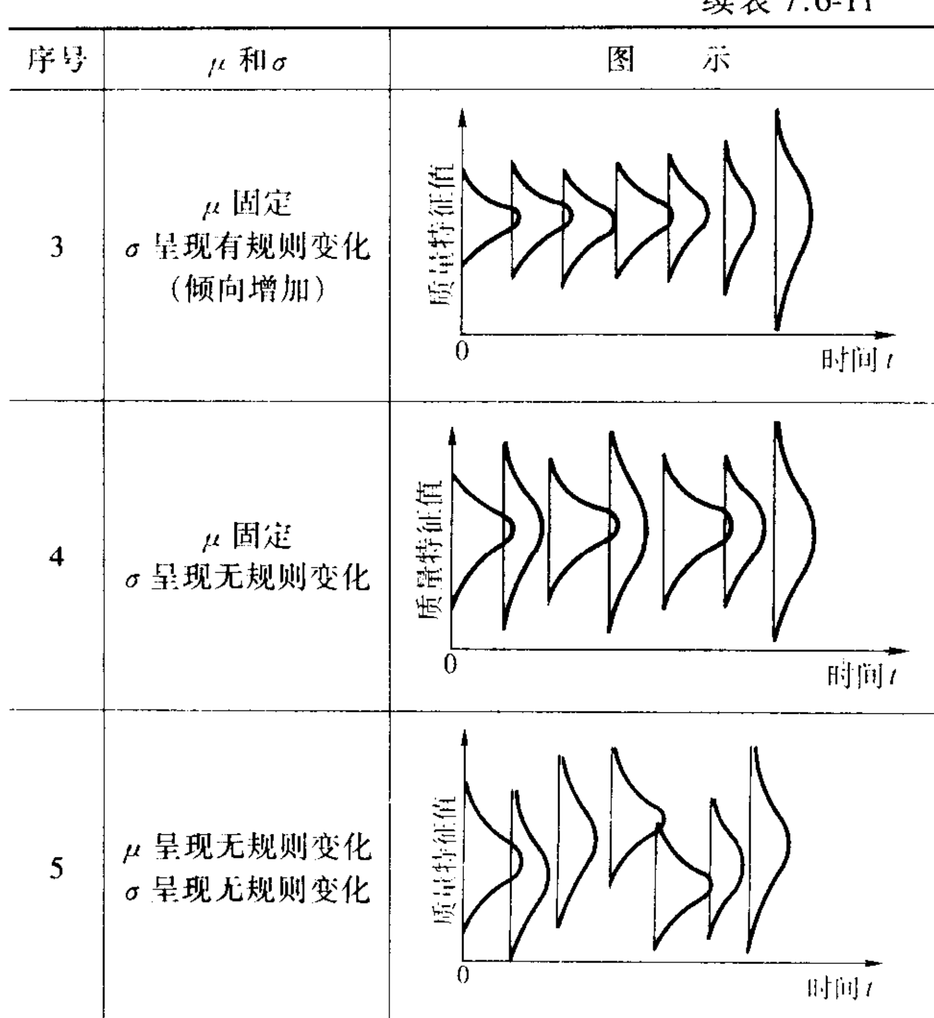
生产过程中质量特性样本平均值$\bar{x}$符合正态分布，其 μ 和 σ 有五种可能变化情况，见表 7.6-11。第二类错误的反面即检测能力，$1-\beta$ 为能够发现生产过程发生变动的检定能力。第一类错误的检定能力比较，简单，与样本大小无关。而第二类错误的检定能力比较复杂和质量特性均值的偏移量、标准差的变化以及样本大小有关。总之，综合检验费用以及两种检定能力以及检定敏感性等因素，要选取比较合理的样本大小。

从均值控制图的 UCL 和 LCL 的计算过程中可以看出，$U(L)CL_{\bar{x}}=\bar{\bar{x}}\pm3\frac{\sigma}{\sqrt{n}}$，$U(L)CL_R=D_4(D_3)\bar{R}$，均值 $\bar{x}$ 的上下控制限和质量特性值的均值 μ 和方差 σ^2 均有关，因此对两者都有鉴定能力。但不能直接区分这两者的变化。而极差控制图的上下限只与方差有关，因此其只对质量特性值的方差有检定能力。由于 x 控制图对 σ 的检测能力小于 R 控制图，因此 x 控制图不能取代 R 控制图。均值 - 极差控制图结合起来应用检定能力比单个使用强，均值控制图侧重于质量特性值均值 μ 的变化，极差控制图用于质量特性值标准差 σ 的变化。使用中的具体情况分析见表 7.6-12。

表 7.6-11　μ 和 σ 五种可能变化情况

序号	μ 和 σ	图　示
1	σ 固定 μ 呈现有规则变化 （倾向增加）	质量特征值；0；时间 t
2	σ 固定 μ 呈现无规则变化	质量特征值；0；时间 t


续表 7.6-11



序号	μ和σ	图示
3	μ固定 σ呈现有规则变化 （倾向增加）	质量特征值 / 0 / 时间t
4	μ固定 σ呈现无规则变化	质量特征值 / 0 / 时间t
5	μ呈现无规则变化 σ呈现无规则变化	质量特征值 / 0 / 时间t

表 7.6-12 $\bar{x}-R$ 图的判断

情况	$\bar{x}$图	R图	判断
1	告警	未告警	μ变化
2	未告警	告警	σ变化
3	告警	告警	σ变化，至于μ是否发生变化应视具体情况而定
4	未告警	未告警	正常

5.2 控制图的判断准则

在使用控制图的过程中，需要对按时间顺序绘制的点子进行分析，判断其是否发生异常。判断的原则是依据正态分布特性，点子的分布要具有整体的随机性，并在控制界限内。总之正态分布下的小概率事件出现，则判断异常，即符合下列各点之一就认为过程存在异常因素：

1）点子在控制界限外或恰在控制界限上；

2）控制界限内的点子排列不随机。

正态特性即点子大部分应分布在中心线附近，靠近上下控制界限的点子相对较少，同时不能有点子超出控制界限。随机性表现在点子的分布在时间上不能表现出规律性，如点子屡屡接近控制界限、链、间断链、倾向、点子集中在中心线附近、点子呈周期性变化等等。

既然界内点子不随机排列这条准则是用来减少第Ⅱ类错误的概率β，所以它的各个模式的概率就不能太小，通常取为0.27%～2%，现在分别介绍如下：

模式1：点子屡屡接近控制界限，参见图7.6-20。所谓接近控制界限指点子落在［μ-3σ，μ-2σ］和［μ+2σ，μ+3σ］以内。这时，属于下列情况的就判断点子排列不随机，存在异常因素：

1）连续3个点中，至少有2点接近控制界限；

2）连续7个点中，至少有3点接近控制界限；

3）连续10个点中，至少有4点接近控制界限。

直观看来，若点子接近一侧的控制界限，表明过程的均值有变化；若点子接近两侧的控制界限，则表明过程的方差增大。注意，这三条准则是以至少有2点、3点、4点来排列的。

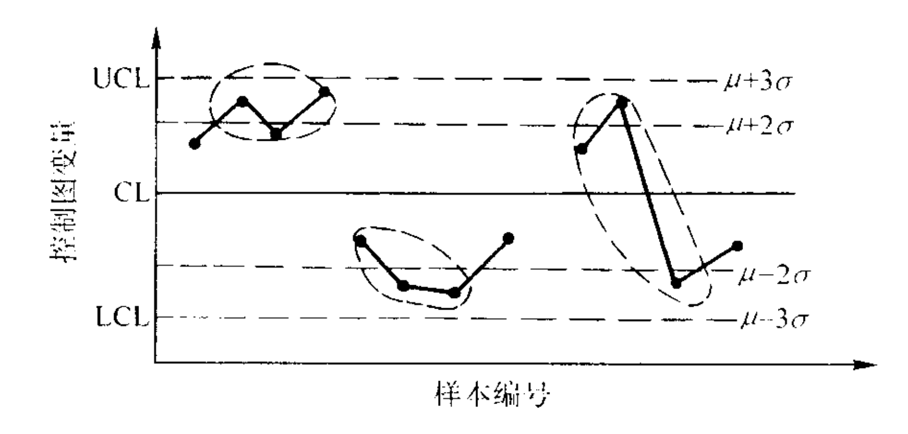


图 7.6-20 连续3点中有2点接近控制界限判断异常

下面进行一些概率计算。在过程正常为正态分布的情况下，点子在控制图中心线两侧超过2σ界限而仍在3σ界限内的概率为

$P(\mu+2\sigma \leqslant x < \mu+3\sigma) + P(\mu-3\sigma \leqslant x < \mu-2\sigma)$

$= 2[\phi(3) - \phi(2)] = 2[0.998\ 67.6 - 0.977\ 25] = 0.042\ 8$

式中，$\phi(3) = 0.998\ 65$，$\phi(2) = 0.977\ 25$，参见标准正态分布表。而点子在中心线两侧未超过2σ界限的概率为

$P(\mu-2\sigma \leqslant x < \mu+2\sigma) = 2[\phi(2) - \phi(0)]$

$= 2[0.977\ 27.6 - 0.500\ 00] = 0.954\ 5$

于是，若过程正常，则模式1准则1）的情况出现的概率为

P｛连续3个点中至少有2点接近控制界限｝$=$

$C_3^2\ (0.042\ 8)^2\ (0.954\ 5) + C_3^3\ (0.042\ 8)^3 = 0.005\ 3$

这也就是模式1准则1）的显著性水平。

类似地，可以计算出模式1准则2）和准则3）的情况出现的概率分别为（计算略）：

P｛连续7个点中至少有3点接近控制界限｝$= 0.002\ 4$

P｛连续10个点中至少有4点接近控制界限｝$= 0.000\ 6$

根据上述计算，可见模式1的三个准则的显著性水平分别为0.005 3、0.002 4、0.000 6，是不太相称的，主要是准则3）的显著性水平偏低一些。事实上，如果把准则3）的显著性水平调高到与准则1）、准则2）相称，考虑到

P｛连续13个点中至少有4点接近控制界限｝$= 0.001\ 8$

P｛连续14个点中至少有4点接近控制界限｝$= 0.002\ 3$

P｛连续15个点中至少有4点接近控制界限｝$= 0.003\ 0$

故准则3）中的"连续10点"要改成"连续14点或更多点子"才能使其显著性水平调高到与准则1）、准则2）相称。

注意，后两条准则由于需要观察的点子数较多，应用起来不很方便，所以主要应用第一条，即连续3个点中，至少有2点接近控制界限判异。

模式2：链。在控制图中心线一侧连续出现的点称为链，其点子数目称作链长，参见图7.6-21。链长不少于7时判断点子排列非随机，存在异常因素。直观看来，出现链表示过程均值向链这一侧偏移。

如果链较长，那么即使个别点子出现在中心线的另一侧而形成间断链，也可按照与链类似的方式处理，参见图7.6-22。

模式3：间断链。属下列情况则判断点子排列非随机，存在异常因素：

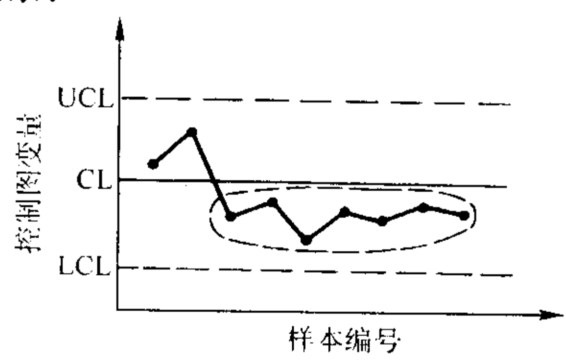


图 7.6-21 长为7的链

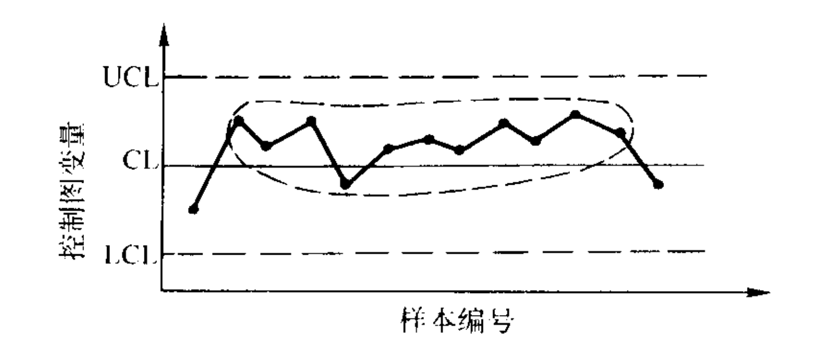


图 7.6-22　连接 11 点中有 10 点在一侧判断异常

连续 11 个点中，至少有 10 点在中心线一侧；
连续 14 个点中，至少有 12 点在中心线一侧；
连续 17 个点中，至少有 14 点在中心线一侧；
连续 20 个点中，至少有 16 点在中心线一侧；

模式 4：倾向，点子逐渐上升或下降的状态称为倾向。当连续有 7 点呈现上升或下降的倾向时判断点子排列非随机，存在异常因素，如图 7.6-23 所示。

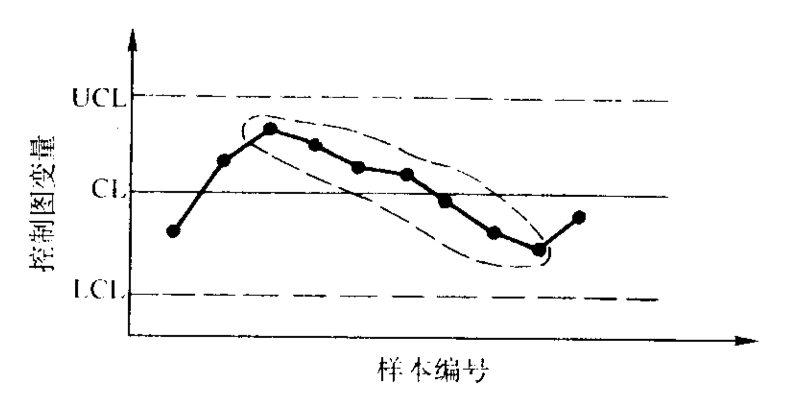


图 7.6-23　7 点下降倾向判断异常

模式 5：点子集中在中心线附近。所谓中心线附近指点子在 $\mu \pm \sigma$ 以内，参见图 7.6-24。直观看来，出现模式 5 表明过程方差异常小。通常，模式 5 可能由下列两个原因所致：

数据不真实或数据分层不当。如果把方差大的数据与方差小的数据混在一起而未分层，则数据总的方差将更大。于是控制图控制界限的间隔距离也将较大，这时如将方差小的数据描点就可能出现模式 5。

由此，若连续 15 点集中在中心线附近则判异，如图 7.6-24 所示。国外也采用这一准则。

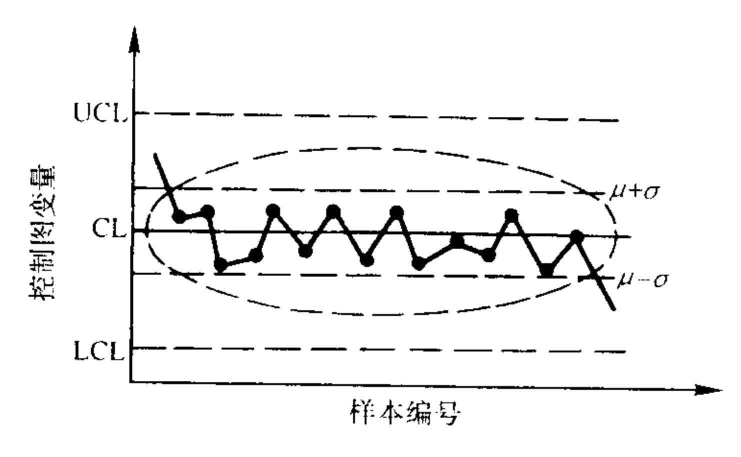


图 7.6-24　连续 15 点集中在中心线附近判断异常

模式 6：点子呈现周期性变化，参见图 7.6-25。造成点子周期性变化可能有下列原因：操作人员疲劳、原材料的发放有问题、某些机械设备应用过程中的应力积累等。消除上述周期性变化可以减少产品质量的波动，改进产品的质量。

在判断异常时，也可以同时应用若干个判异准则。生产中可以根据不同的控制要求选用概率水平相应的控制图判断模式，如：当控制严格性要求为 1% 时，可选用概率水平接近或略低于 1% 的模式实例作为判断过程异常的准则。各种模式都应选择确定出一个恰当的实例情况作为判稳准则，所谓“恰当的”是指其概率水平在同类模式中最接近控制要求。否则，概率水平过大不能满足质量控制要求；概率水平过小会造成误判次数增多从而降低生产效率、提高生产成本。

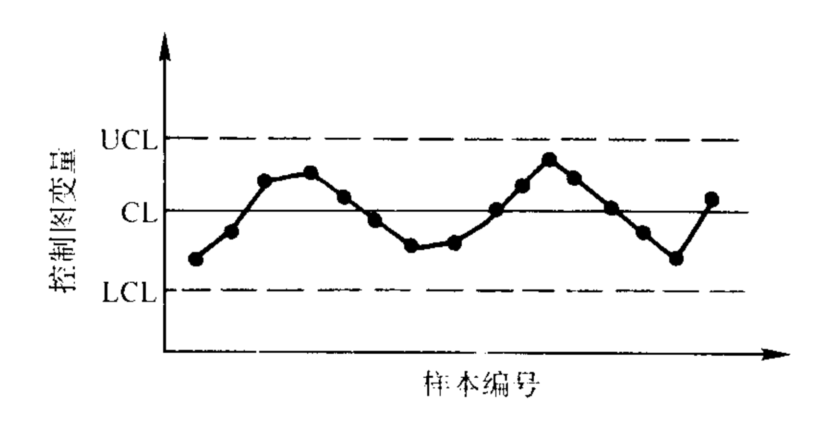


图 7.6-25　点子呈现周期性变化

5.3　控制图的使用

应用控制图对生产过程不断监控，当异常因素刚一露出苗头，甚至在未造成不合格品之前就能及时被发现。

对不同特性值采用控制图的要求：都要保证其近似符合正态分布。

1）计值特性值一般符合正态分布，因此抽样的平均值和极差等符合正态分布，或样本容量大于或等于 5 时就近似符合正态分布。

2）计数特性值一般符合二项分布，当 $np \geqslant (4 \sim 5)$ 时，近似符合正态分布。

3）计点特性值一般符合泊松分布，当 $m \geqslant 5$ 时，近似正态分布。

开始实施控制图以前，最好拥有 25 个组数据以上，以具有代表性，或至少 10 组以上。本节中的例子有的只是示意的，因此抽样次数较少。

在现场，当控制图显示异常，表明异因已经发生，这时一定要贯彻下列 20 个字：“查出异因、采取措施、保证消除、不再出现、纳入标准”。如果不贯彻这 20 个字，控制图就形同虚设，不如不用。每贯彻一次这 20 个字（即经过一次这样的循环）就消除一个异因，使它永不再出现，从而起到预防的作用。由于异因只有有限多个，故经过有限次循环后；最终可以达到只存在偶因而不存在异因的状态。这种状态称为统计控制状态或稳定状态，简称稳态。

稳态是生产过程追求的目标，因为在稳态下生产，对质量有完全的把握，质量特性值有 99.73% 落在上下控制界限之间的范围内（一般，合格品率还要高于 99.73%）；其次，在稳态下生产，不合格品最少，因而生产也是最经济的。

一道工序处于稳态称为稳定工序，道道工序都处于稳态称为全稳生产线。SPC 就是通过全稳生产线达到全过程预防的。

综上所述，虽然质量变异不能完全被消灭，但控制图是使质量变异降到最小的有效工具。

工艺过程控制实质上反映了工序的质量，是工序能力是否波动的表征。因此工序能力和工序质量是不同的，见表 7.6-13。

工艺控制和质量检验也不同，其比较见表 7.6-14。同时控制图和管理图也是不同的，见表 7.6-15。把规格作为控制图的控制界限是不对的。规格是用来区分产品的合格与不合格，而控制图的控制界限是用来区分偶然波动与异常波动，即区分偶然因素与异常因素这两类因素的。利用规格界限显示产品质量合格或不合格的图是容差图，现场可以应用容差图，但不能作为控制图来使用，这二者不能混为一谈。

表 7.6-13　工序能力和工序质量的区别

项　目	工序能力	工序质量
阶段	试生产阶段或重新调整后需要确定工序能力	稳定生产阶段
目的	确定工序加工精度与要求公差的满足程度	确定生产中的稳定程度
废品率	一定的工序能力对应一定的废品率，即工序能力确定其静态的废品率（或称为理论废品率）工序能力变化，其理论废品率变化 绝对对应关系，定量关系	工序质量并不决定废品率的大小，而是决定废品率是否会发生变化 即定性反映废品率相对变化
和时间的关系	和时间无关 静态	与时间有关，随时间变化 动态
样本	一个大样本，直方图和公差界限比较或计算得到 μ、σ，从而确定正态分布。只有一个样本，确定一条正态分布曲线	样本容量一般较小，但≥5，使符合正态分布即可。多次取样。每个样本只表现为一个点
相互关系	—	对工序能力没有要求，间接、定性地反映工序能力的变化
反映内容	—	在稳定范围内说明工序能力稳定，废品率稳定，并不是说不出现不合格品
样本特征值	x	x、$\bar{x}$、$\tilde{x}$
界限	规格界限 上规格界限 $USL = T_U$ 下规格界限 $LSL = T_L$	控制界限 上控制限 UCL 和下控制限 LCL 一般和 T_U、T_L 无关
界限的绘制方向	平行于 y 轴	平行于 x 轴

表 7.6-14　工序控制和质量检验的比较

	质量检验	工艺控制
对象	产品	工序
如何判断	产品是否满足检验指标	间接控制工序是否稳定
指标	检验指标为公差	检验标准为样本均值和方差

表 7.6-15　管理图和控制图的区别

管理图	控制图
只针对 x	针对 $\bar{x}$ 和 R 等
绝对值	—
规格（公差）界限	控制界限
反映工序能力	反映工序质量
试生产阶段或调整后	稳定生产阶段

5.4　控制图举例

工厂铸件可能100%检查，或者从整批铸件中抽样检查，即抽取一个或几个样本来检查。经验告诉我们，即使作100%的检查也不一定能把缺陷铸件全部检查出来。抽样检查能省工且效果不差，但必须采取正确措施使样本的检查结果能反映出整批铸件的缺陷情况。计数缺陷率分布图使得参差不齐的样本检查结果统一起来，是公认的有科学根据的定量方法。控制图可以用于铸造生产过程的各个阶段，如熔化过程的熔炉温度、浇注温度、碳含量、硅含量、硫磷元素含量、各合金元素含量等，造型及制芯过程中的砂型水分含量、树脂或黏结剂的加入量等，铸件性能如硬度、拉伸强度等。

（1）缺陷分布图（c 控制图）

例如某铸件每班取一个样本，每个样本是从这班产品中随机抽来的100个这种铸件，检查出每个样本的缺陷铸件数 c 数据。共取了18个样本得87个缺陷件，见表7.6-16。其上下控制界限以及中心线的计算见表7.6-16。因为单个 c 值不可能为负，因此取 $LCL = 0$。绘制的 c 控制图如图7.6-24所示。数据都在上控制界限 UCL 和下控制界限 LCL 之间波动（见图7.6-26），说是偶然性引起的，生产稳定。

表 7.6-16　气孔点数数据

样本号码	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
缺陷件数 c	3	5	4	3	3	6	4	3	5	4
样本号码	11	12	13	14	15	16	17	18		
缺陷件数 c	4	5	3	6	2	7	5	3		
平均不合格品数 $\bar{c}$：	$\bar{c}$ = 总缺陷件 87/样本数 18 = 4.83									
UCL	$UCL = \bar{c} + 3\sqrt{\bar{c}} = 4.83 + 3\sqrt{4.83} = 11.42$									
CL	$CL = 4.83$									
LCL	$UCL = \bar{c} + 3\sqrt{\bar{c}} = 4.83 - 3\sqrt{4.83} < 0$									

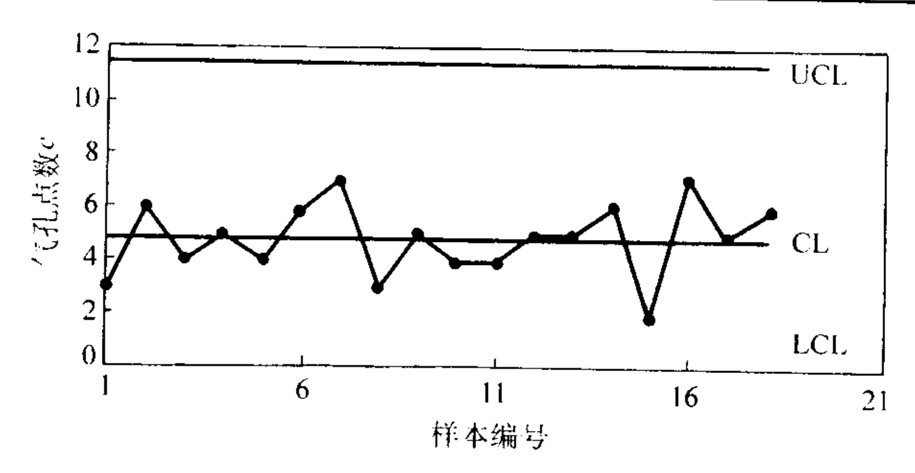


图 7.6-26　气孔点数控制图

（2）缺陷率控制图（p 控制图）

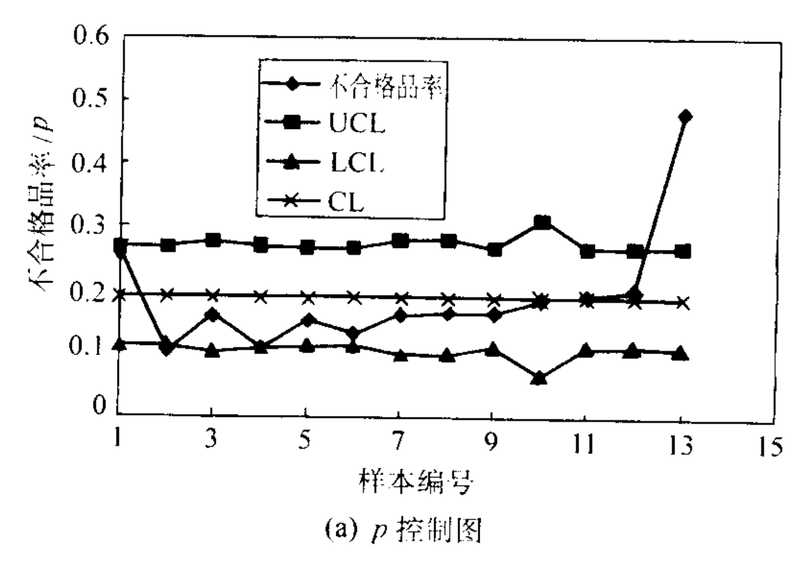
设某铸件每天取一个样本，容量在200个左右，在连续13天中，对随机抽得的13个样本进行缺陷检查，结果见表7.6-17。为了减小波动可以采用平均样本容量来计算上下控

制限，得出：

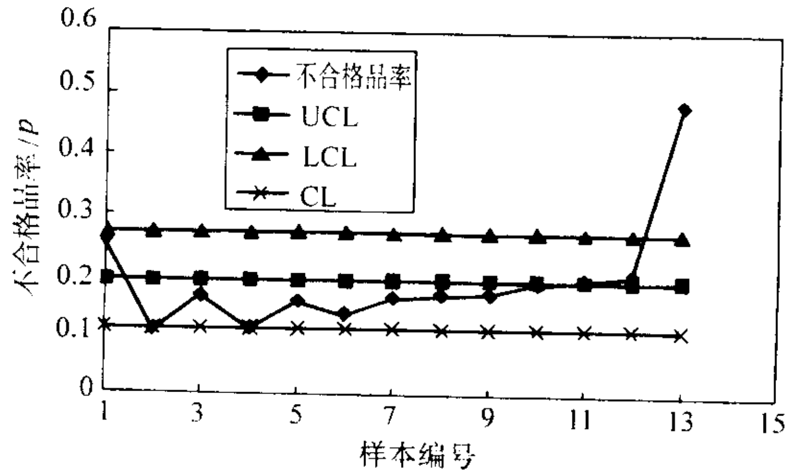
$$UCL = \bar{p} + 3.09\sqrt{\bar{p}(1-\bar{p})/\bar{n}}$$
$$= 0.189 + \sqrt{0.189(1-0.189)/212} = 0.272$$
$$LCL = \bar{p} - 3.09\sqrt{\bar{p}(1-\bar{p})/\bar{n}}$$
$$= 0.189 - \sqrt{0.189(1-0.189)/212} = 0.106$$

表 7.6-17　铸件抽样数据

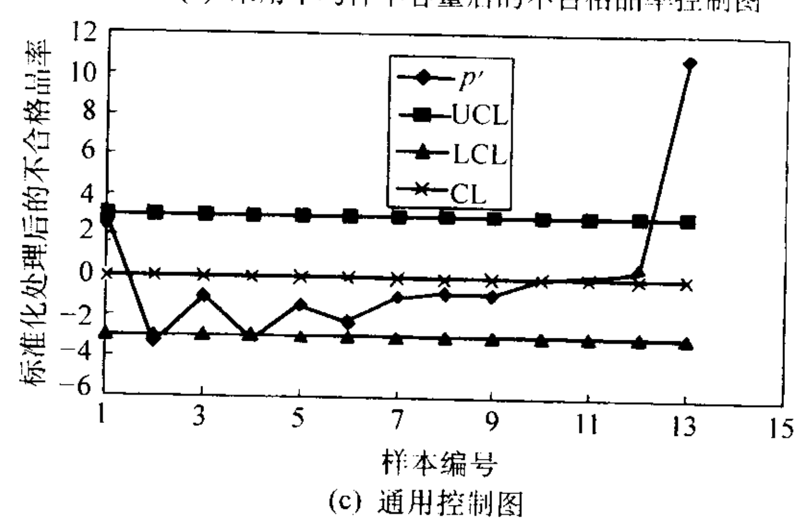
样本编号	样本容量/个	缺陷件数/个	缺陷率/%
1	241	61	25.4
2	240	25	10.4
3	188	30	16
4	220	24	10.9
5	240	37	15.4
6	240	32	13.3
7	180	29	16.1
8	180	30	16.7
9	240	40	16.7
10	92	17	18.5
11	240	46	19.2
12	240	48	20
13	212	102	48.1
总计	2 753	521	
	$\bar{n}=\frac{2\ 754}{13}\approx 212$		$\bar{p}=18.9$



(a) p 控制图



(b) 采用平均样本容量后的不合格品率控制图



(c) 通用控制图

图 7.6-27　缺陷率控制图

作出的 p 控制图如图 7.6-27 所示。图 a 为直接绘制的 p 控制图，从中可以看出控制图的上下控制界限是随样本大小不同而产生了波动。图 b 为采用平均样本容量绘制的 p 控制图，可以看出控制图的上下控制界限不再波动，但是样本 10 的容量只有 92 和其他样本容量差别较大，因此可能引起较大误差。图 c 为通用控制图，可以看出上下控制界限为 ±3，中心线为 0，十分简洁易懂。从各控制图中均可以看出，13 天缺陷率发展趋势有逐渐增加的势头，最后出现超过 UCL 的值，表明有系统因素（异常原因）在起作用，有了明显的差异，起到警报作用。因此，必须找出异常原因加以改正，使 p 在 UCL 和 LCL 范围内波动。

（3）平均值与极差控制图

例如冲天炉铁液含碳量是一项控制指标。为了估计平均含碳量和数据的参差程度，每天取一个容量为 $n=5$ 件的样本进行化验检查，连续一周得 6 个样本，原始数据和算得的各样本的均值与极差 R 见表 7.6-18。

查表 7.6-9 和表 7.6-10，按下列计算式要求计算控制界限。

$\bar{x}$图：

中心线 CL：$\bar{x} = 2.65$

上控制界限 UCL：$\bar{x} + A_2\bar{R} = 2.65 + 0.577 \times 0.29 = 2.81$

下控制界限 LCL：$\bar{x} - A_2\bar{R} = 2.65 - 0.577 \times 0.29 = 2.48$

R 图：

中心线 CL：$\bar{R} = 0.29$

上控制界限 UCL：$D_4\bar{R} = 2.115 \times 0.29 = 0.6$

下控制界限 LCL：$D_3\bar{R} = 0$

根据各控制界限和中心线就可做出如图 7.6-28 所示的均值和极差控制图。从$\bar{x}$图中看出没有均值越出控制界限，无异常原因导致含碳量产生明显差异。但 R 图的中心线$\bar{R}$值较大，说明 R 的变动范围大，这是偶然因素造成的，可能是由冲天炉结构或加料性质所决定的。控制图作为一种工

表 7.6-18　含碳量平均值和极差计算

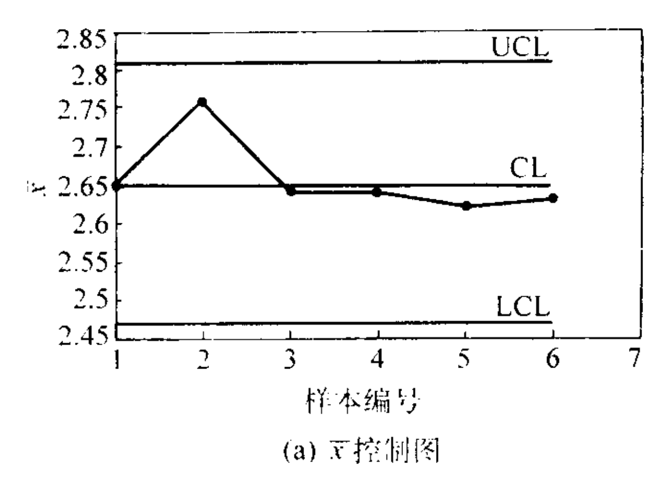
样本编号	1	2	3	4	5	6
样品数据（$n=5$）	2.64	2.65	2.58	2.51	2.48	2.48
	2.52	2.86	2.71	2.58	2.51	2.51
	2.75	2.75	2.78	2.65	2.68	2.61
	2.48	2.68	2.65	2.71	2.71	2.72
	2.85	2.91	2.49	2.75	2.72	2.84
$\bar{x}$	2.65	2.76	2.64	2.64	2.62	2.63
R	0.37	0.26	0.29	0.24	0.24	0.36
$\bar{\bar{x}}=2.65$　$\bar{R}=0.29$						

具，需要人们具体观察点子在控制界限内的排列以便防止其越出界限。发现异常状态，尽快查明原因，采取有效措施，让生产过程处于受控状态。

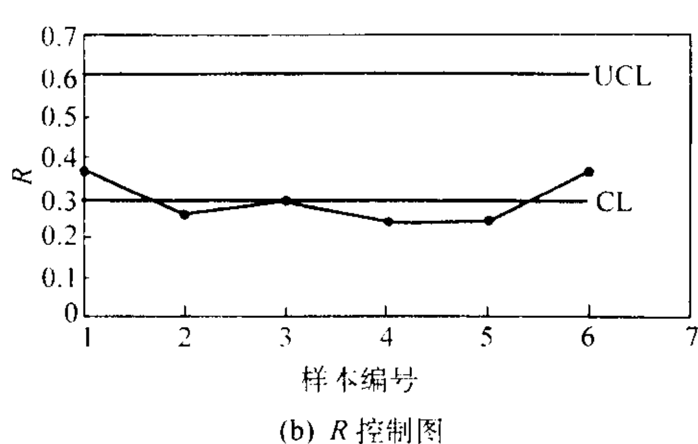
5.5　统计管理的控制点的设置

铸造生产中的影响因素多、工艺复杂，如何选取铸造生产过程的工艺控制点是成功实施 SPC 的关键。一定要坚持“少而精”的原则，控制点的数量够用即可，绝不能过多。

如果选择了过多的工艺控制点，不仅会大大增加工作量，增加出现错误的概率，而且铸造生产中的各种因素都是



(a) $\bar{x}$ 控制图



(b) R 控制图

图 7.6-28　含碳量均值和极差分布图

相互关联的，过多的工艺控制点会导致相互之间的数据矛盾，无法保证使系统的多个参数同时维持稳定的控制状态。例如，型砂的紧实率与水分是直接相关的，如果型砂其他组分基本稳定的话，在较小的紧实率范围内，型砂的紧实率和水分之间基本呈线性关系。但是当型砂组分发生变化时，特别是有效膨润土的含量波动较大时，要想保持紧实率的控制状态，就必需调整加水量，此时如果同时选择紧实率和水分作为控制点，肯定无法使两个参数同时处于统计控制状态。

在“少而精”的总体原则下，选择工艺控制点时还要考虑以下基本因素。

1）后续工艺需要原则　选择控制点的目的是保持整个铸造生产系统的稳定。要达到这个目的，就要尽量保证每个工部的状态稳定，而且都能够满足后续工部的需要。因此，选取某个工部的工艺控制点时，必须考虑到后续工部的需要。例如，砂处理是为造型做准备的，选择砂处理工部的工艺控制点时，就一定要考虑到造型的需要。造型时最重要的参数就是型砂的紧实率，因此，砂处理工部应选择紧实率作为一个工艺控制点。

2）客户需要原则　铸造生产的最终目的是生产出满足客户要求的合格铸件。因此，如果客户对产品的某些参数或者对生产过程中的某些工部提出特殊要求，一般要将这些要求设为工艺控制点，按照客户的要求进行生产和控制，以便在验收时为客户提供准确可靠的数据。

3）原材料控制原则　根据自身的需要，对原材料提出必要的工艺控制点，以便严格要求供应商提供合格的原材料。

4）互不矛盾原则　选取的工艺控制点的参数相互之间不能冲突，否则不可能达到工艺控制状态。相互交叉、重复或相互关联较大的工艺参数都可能导致矛盾。仍以型砂为例，型砂的综合性能可以反映出型砂组分的变化，但是型砂的性能、组分都是通过多个参数才能完全反映出来，又不可能把所有参数都作为控制点。按照“后续工序需要原则”，要以性能为主而不能以组分为主。只要性能可以满足后续工序的需要，组分可以、也必需进行适当调节。

5）取样频率原则　统计是建立在大量数据的基础之上的，少量数据在统计学上基本没有意义。在选择工艺控制点时，必须考虑到该参数的检测方法和变化频率，要保证有一定量的数据，同时该参数变化的响应周期要小于或等于取样周期。例如，通过吸蓝量可以直接反映出型砂中有效膨润土的含量变化。但是吸蓝量的检测非常麻烦，而且由于型砂中有效膨润土的含量变化缓慢，提高吸蓝量的检测频率只会增加工作量，而检测数据的波动不会太大，无法及时反映型砂总体质量的变化，一般每周才检测一次。因此，如果选择吸蓝量作为型砂工部的工艺控制点就不合适。

6）分析问题需要原则　以上原则是针对日常的过程控制工作的。当生产出现异常时，仅靠这些控制点难以满足分析问题的需要。此时要对生产过程中记录的其他质量数据进行统计分析，找出导致生产过程异常的因素。

6　PDCA 工作循环

通常在解决或者改进生产过程中随时出现的质量问题，可以按 PDCA 工作循环，四个阶段、八个步骤去加以解决，如图 7.6-29 所示，具体内容见表 7.6-19。每个步骤中又可以具体运用前述介绍的统计方法。

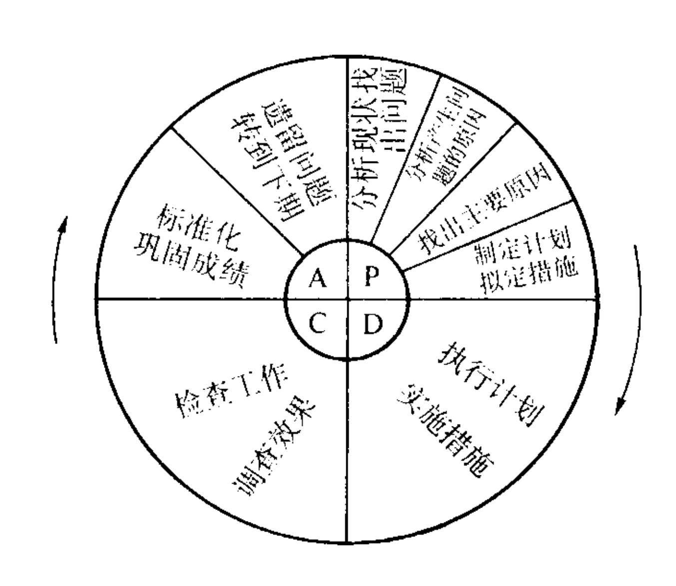


图 7.6-29　PDCA 循环

1）计划阶段（Plan）：

① 找出质量存在问题。

② 找出质量问题的原因。

③ 找出主要原因。

④ 根据主要原因，制定解决对策。

2）实施阶段（Do）　按制定的解决对策认真付诸实施。

3）检查阶段（Check）　调查分析对策在执行中的效果。

4）处理阶段（Action）

① 总结执行对策中成功的经验，并整理为标准加以巩固。

② 执行对策中不成功或遗留问题转下一个 PDCA 循环解决。

PDCA 循环对全企业可划大圈循环，对各部门、各车间班可在大圈循环中又有各自范围的小圈循环，形成大圈套小圈。PDCA 每循环一次，质量提高一步；不断循环则质量不断提高。

表 7.6-19 解决质量问题的步骤与方法

阶段	步骤	应用的质量管理方法	说明
P（计划）	1）找出所存在的问题	100% 50% 0 0	排列图是找主要问题用的，按照问题的多少进行排列，一般解决了头两个问题，可解决问题的70%～80%
		T	从直方图的形状可对该工序的稳定性进行直接的分析与判断。还可以通过频数分布图计算$\bar{x}$、σ和C_p值
			用来分析与判断工序的质量稳定性，及时发现异常现象，采取措施，以便预防废品的发生
	2）找出存在问题的原因		利用因果分析图去分析排列图中所提供主要问题产生的原因，是一种集思广益，充分依靠群众找出质量问题原因的方法
	3）问题的原因可能很多，找出其中影响大的一个或几个		按因果分析图上提供的许多原因，凭经验采取表决方式；把表决情况画出排列图，集中多数人的意见，在图上画上框框，作为产生的主要原因，以便采取措施
		y x	进行双因素的相关分析
	4）研究措施	"5W1H" Why 必要性 What 目 的 Where 地 点 When 期 限 Who 承担者 How 方 法	计划表中有现状、标准、负责实施的人及日期，解决问题一般先易后难，采取措施涉及到各部门时，要共同协商解决
D（实施）	5）采取措施	按制订的计划执行很好地传达措施	
C（检查）	6）调查实施效果	100% 50% 0 0 T	观察采取措施后的效果
A（处置）	7）巩固措施	"标准化"制定或修订作业标准、检查标准及各种规程、规范	经分析计算，$C_p>1$或效果较好时，把有效的措施纳入各项标准或规程中，以文件形式固定下来
	8）遗留问题	反映到下一期计划	采取措施后，对遗留问题，留待下一个循环中去解决

7 计算机辅助统计质量控制

计算机在质量管理中应用以前，有很多专门设计的图表等用来进行统计质量管理。并且采用控制图时也尽量减少计算。现在随着计算机在质量管理中的应用，相应软件的开发等，使得原来大量的计算和手工绘图不再成为巨大工作量，因此很多旧的方法逐渐退出历史舞台。

近年来出现了专门用于统计的统计分析软件，如Minitab、Statistica、SAS、SPSS、Synergy 2000等，具有强大的数理统计功能和绘图功能，是进行统计分析的十分有效的工具。其中Minitab在质量管理中应用较为广泛。这些软件中提供了数据计算处理功能，常用随机分布函数，直方图、散布图、排列图、因果图等绘制功能，同时具有均值-极差控制图、中位数-极差控制图、$x-R_S$ 控制图、pn 控制图、p 控制图、c 控制图、u 控制图等常用控制图。常用办公软件 Microsoft Excel也具有很强的数据处理与绘图功能，也可以胜任控制图的绘制。

此外还有其他一些数学工具软件或绘图软件也可以实现统计质量管理中的一些功能，如在 Visio 中的 Flowchart/Cause and effect diagram shapes，flowchart/TQM diagram shapes 中有因果图的绘制模板。在Microsoft Worf、Graphics、Origin等数据图绘制工具中都具有简单常用的统计功能及曲线，散布图、直方图的绘制等功能。在 Mathcad Math Matics、Matlab 中也可以用来进行各种数学公式的计算和绘图等。

除了直接应用相关统计分析、绘图等软件外，还可以根据自身企业的需要开发自己专用的计算机辅助质量管理系统。系统开发中广泛采用数据库软件，如 Foxpro、Microsoft Access、Mysql Server、Oracle、Informax 等，这些数据库一方面保存各工艺检测数据，一方面由开发工具进行统计分析，绘制各种数据图。

清华大学开发了铸造质量专家 FQExpert-SPC 系统，可以对采集数据进行统计分析，判断工序质量、计算工序能力，并直观地显示分析结果，对于超差的因素给出警告，能够绘制均值-极差（$\bar{x}-R$）控制图和排列图。

编写：康进武（清华大学）

第7章 铸造专家系统

1 概述

从计算机诞生之日起，人们就梦想创造一种具有人类智能的机器，辅助人类从事各种智能活动。这种探索导致了人工智能（Artificial Intelligence）技术的产生。20世纪60年代，专家系统（Expert System）的出现使人工智能研究进入了一个崭新的阶段，并形成持续不断的研究热潮。专家系统的研究及成功应用，使人工智能从模型世界走向现实世界，并极大地推动了人工智能的理论研究与发展。专家系统的创始人E.A.Feigenbaum指出："专家系统是第二次计算机革命的工具"。专家系统的应用方面可以归纳为解释、预测、诊断、设计、规划、监视、调试、修正、教学和控制，见表7.7-1所示。

表7.7-1 专家系统应用类型

类别	处理的问题
解释	根据输入信息分析并推出其表示的状态
预测	根据已知情况推断出可能结果
诊断	根据观察情况诊断对象中存在的故障
设计	根据约束条件形成所需方案或图样描述
规划	设计行动计划
监视	将观察情况与计划安排对照比较
调试	给出已确认故障的排除方案
修正	制定并实施纠正某类故障的计划
教学	根据学生行为找出学习中存在的问题和解决办法
控制	针对某一系统的运行过程，分析当前状态，预测未来，诊断故障原因，制定补救措施，并监督执行

专家系统的结构与其所选择的知识表达方法及知识处理机制紧密相关，目前还不存在一种普遍适用的结构。图7.7-1为专家系统基本结构，图7.7-2是基于规则表达方法的专家系统的流行结构，包括以下六个部分。

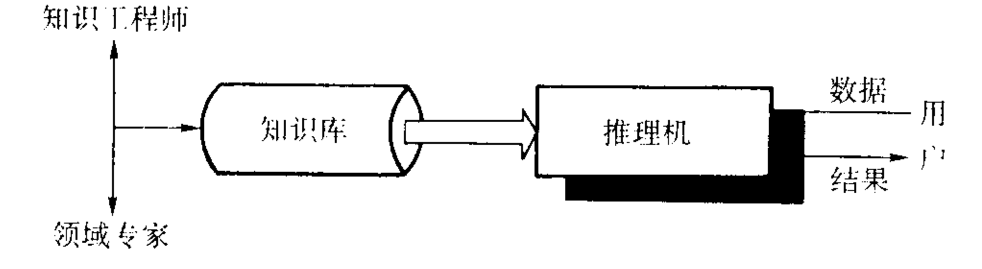


图7.7-1 专家系统基本结构

1）知识库 存放领域专家提供的专门知识。

2）综合数据库 存放系统运行过程中所需要和产生的所有信息，包括问题的描述、中间结果、解题过程的记录等。

3）推理机制 在一定的控制策略下，针对综合数据库中的当前问题信息，识别和选取知识库中的相关规则进行推理，进而修改综合数据库，直至得出问题的答案。

4）知识获取程序 负责管理知识库中的知识。

5）解释程序 回答用户提问，包括与系统运行有关的问题和与运行无关的关于系统自身的问题。如怎么得出这个结论的？即推理出结论所用的规则；为什么系统问操作者某个问题等。

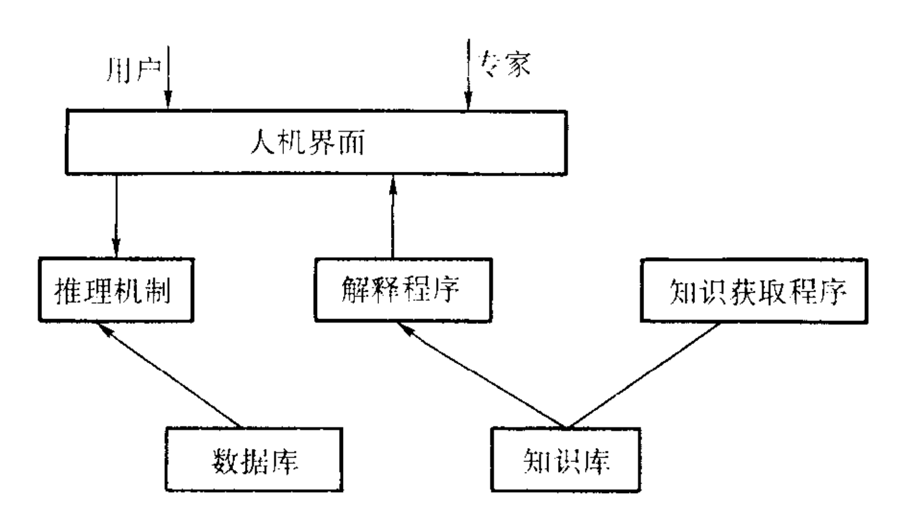


图7.7-2 专家系统流行结构

6）人机接口 以用户熟悉的形式（自然语言、图形、表格、对话框等）输出内部信息，或将用户输入信息转换为系统内部表示形式。

专家系统是人工智能中最富有成就的学科之一。进入20世纪90年代以来，专家系统在广度和深度上都取得了相当的进展。以下几个方面将成为新一代专家系统的研究及发展方向。

1）知识的深层表示方法的研究，多种知识表示方法的综合运用。深层表示方法反映事物的本质联系及基本原理。

2）新的推理机制的研究与应用。

3）知识获取与机器学习的深入研究。

4）数据库技术与专家系统的结合。包括对大型数据库的利用以及采用数据库技术来管理专家系统的知识库。

5）各种类型专家系统开发工具的研制。

6）分布式专家系统的研究。分布式专家系统指逻辑上或物理上分布在不同的处理节点上的若干专家系统协同求解问题的系统。与此相关的有并行处理技术和专家系统集成技术。

7）神经元网络技术与专家系统的结合。神经元网络和专家系统分别代表着人工智能中两种截然不同的研究方法与方向，即结构主义与功能主义。二者各有特点，且互为补充。在二者的结合上，目前的主要形式有：基于神经元网络的专家系统（又称联结主义专家系统），神经元网络与专家系统的组合系统，基于知识的神经元网络（又称专家网络）。

8）先进的智能人机接口研究。包括对自然语言（声音、文字）、数据、图形和图像的智能理解与智能输出。自然语言处理、计算机视觉、传感技术、多媒体技术等将成为此类研究的强有力支持。

9）与设备控制有关的内嵌式专家系统软件的开发与应用。这类软件被直接嵌入具体设备的控制系统，又称专家控制器或专家控制系统。这将是未来复杂设备实现智能控制的主要形式。

2 铸造专家系统的发展

铸造过程是一个极为复杂的物理化学过程，影响因素很多，同时生产中还没有完全实现由科学指导生产，经验性的知识仍然居于十分重要的地位。虽然铸造工艺CAD、铸造工艺CAE等在铸造企业中已经逐渐普及，但是这些软件处理确定性的问题，偏重于计算、设计，如冒口模数的计算和冒口设计、铸件凝固过程温度场、应力场的变化等，而不善于处理众多影响因素且很难定量的情况，比如铸件缺陷的类

型、原因和对策等。这类问题的解决在很大程度上依赖于专家的经验知识。铸造专家系统正是通过符号处理程序处理多因素、不容易描述的问题的重要方法，在一定程度上替代了专家的工作，使用中不存在时间地点的限制，而且专家系统综合了众多专家的知识和经验，因此往往铸造专家系统更有效。铸造过程中大多数问题都非常适合于专家系统的开发，专家系统来解决专家人才缺乏的问题。铸造专家系统也并不是和铸造工艺CAD和铸造工艺CAE完全独立的。在某些情况下，它们可以进行集成。

铸造专家系统主要应用于：①铸造缺陷的诊断和分析；②熔炼过程控制；③压力铸造和熔模铸造的质量控制；④铸造方法、铸造合金的选择；⑤砂型质量控制等。国内外铸造领域的专家系统列于表7.7-2中。

国外开展铸造专家系统的研究与应用较早。美国Oregon州立大学为帮助学生确定铸件缺陷原因而开发了铸件缺陷分析专家系统Telecast。美国West Virginia大学开发了用来识别国际铸件缺陷图谱中分类的铸件缺陷CDI的专家系统。美国Missouri大学和Wisconsin大学合作开发了分析铸件内部缺陷的专家系统CDAP。该系统用Fortran语言编写，并采用置信度因子的方法处理不确定性问题，系统中现有的知识库能区分气体、收缩及型壁移动三个基本因素所产生的内部不良缺陷，尽管这些因素可能构成缺陷的产生原因，系统并不针对其中任何一个提出可能的消除办法。但系统在运行过程中能保留它所处理的一系列问题的结果，并应用这些数据修改完善知识库中的规则，使之具有学习功能。该系统已在实际生产中应用，并取得较好的效果。铸造专家系统也在随着计算机软硬件技术、网络技术、人工智能技术、图形、图像技术的发展而不断发展。美国铸造学会正在开发的“铸件缺陷分析专家系统。该项目计划在MYCIN和AFS出版的《国际铸件缺陷图谱》（International Atlas of Casting Defects）的基础上，以规则为基础，按照缺陷诊断决策树结构建立一个铸件缺陷分析的专家系统。同时利用internet和万维网浏览等现代通信技术，与领域专家和用户进行交互对话，使其成为一个在线的铸件缺陷分析参考工具。

印度技术学院开发了铸件缺陷分析诊断系统CDAD。其目的是协助铸造工作人员对缺陷进行分类、诊断并消除铸造缺陷。该系统采用该校开发的专家系统外壳程序IITM-RULE开发、使用规则形式表示知识，但不能处理不确定性问题。该系统开发分三个步骤进行：第一阶段开发DEF-CHAR模块，用于对缺陷进行分类和命名，缺陷被分为四大类，即：不完全铸件、孔洞类缺陷、表面缺陷和材质缺陷，系统可对约30种缺陷进行命名；第二阶段是开发CAUSE模块，用于分析缺陷产生的原因，主要局限于考虑电炉熔炼过程中一些参数的影响；第三阶段是RECOMMENDATIONS模块，用于提供消除缺陷的解决措施。

美国Texas大学开发了工频感应熔炼车间配置和操作的集成专家系统。该系统模型由三个子模块组成：PROM用于熔炼过程中预热及熔炼操作规程分析；FEES是一个用HOMBLE专家系统工具开发的设备配置专家系统，该模块功能利用了PROM模块中熔炼操作规程数据；CHROME模块用于优化炉料配置，系统根据具体的生产要求选配炉料，使其费用最低。这种集成专家系统模型也将会应用到铸造过程中的其他领域。

瑞典Novacast AB同人工智能领域专家Donald Michie合作开发的适合于铸造领域的商品化专家系统开发工具Foundry Expert。其主要特点是使用归纳法学习来获取知识，系统自动从实例中归纳生产规则，同时指出由于知识的缺乏而可能产生的冲突。该系统可以用于铸造中的工艺控制、诊断、咨询和规划系统。目前用该系统开发了一个型砂自适应控制系统、系统利用试验数据进行学习。每天将数据输入系统，存入数据库中，通过系统把这些数据同附加物加入量和铸造过程一起综合自动生成控制工艺的规则，使用该系统可以大大减少型砂的波动以及附加物的加入量。

Casting Defect Analyser是用Foundry Expert开发的一个完整的铸件缺陷分析专家系统，并包含在Foundry Expert系统中，该系统自1987年起开始投入使用。该系统使用层次结构，并且包含有许多联结在一起的小系统，每一个小系统中含有某一类型的缺陷。该系统中主要缺陷类型有：缩孔（内部、外部）、表面缺陷、气孔、夹渣、基体或石墨形状不规则等。由于该系统使用归纳学习方法，在使用过程中其知识也可以进行修改或扩充。

表7.7-2　国内外铸造专家系统的开发

领域分类	具体系统
缺陷识别	铝镁铸件缺陷分析智能专家系统WCDES
	球墨铸铁件缺陷分析专家系统ACDES
	462汽车缸体铸件质量保证专家系统ZJSYS
	铸件质量分析专家系统CDA
	航空铝镁铸件缺陷分析专家系统AAMCDAES
	铸件缺陷分析专家系统（教学用）Telcast（美国）
	铸造质量专家系统FQEXPERT
	铸件缺陷分析专家系统CDAD（印度）
	铸钢件缺陷分析专家系统WIS
	压铸件缺陷判断专家系统
	压铸工艺参数设计及缺陷判断专家系统
	铸件孔洞类缺陷分析专家系统CCDAI
	铸件内部缺陷分析专家系统CDAP（美国）
	铸件缺陷分析诊断专家系统DADC
控制	冲天炉控制专家系统（美国）
	工频感应熔炼车间配置和操作的集成专家系统(美国)
	熔模铸造蜡模质量控制专家系统Waxpert（美国）
	高强度孕育铸铁件质量保证体系专家系统QCES
	铸钢用型砂工艺专家系统
	型砂质量管理专家系统MSES
工艺设计及铸造合金/铸造方法选择	曲轴正火工艺专家系统
	铸造活塞金属型设计专家系统CPMDES
	自硬砂质量分析专家系统NBSDA
	压铸型材料优化专家系统
	铸造方法选择专家系统（英国）
	铸造方法选择专家系统PCPSFS（沙特阿拉伯）

PCC Airfoils开发了熔模铸造蜡模质量控制专家系统Waxpert。美国压铸研究所还开发了一种控制压铸充型过程的专家系统。

我国专家系统的开发和研究工作起步较晚，始于20世纪70年代末期。20世纪80年代以后，专家系统的开发研究才逐渐渗透到各个领域。国内开发的铸造专家系统主要应用于：铸造缺陷的判断和分析，如球墨铸铁，航空铝镁合金铸件、压力铸造生产、缸体铸件、灰铸铁件、铸钢件等，相对比较全面。①熔炼过程控制，如铁液成分控制。②压力铸造工艺参数设计。③铸造方法、铸造合金的选择。④砂型质量控制等。

清华大学先后开发了“型砂质量分析和管理的专家系统MSES”、“球墨铸铁件缺陷分析专家系统ACDES”和铸造质

量专家 FQ－Expert 系统。“型砂质量分析和管理的专家系统”可对型砂质量进行评估、分析因造型材料质量引起的铸造缺陷、建立造型材料性能数据库等功能。“球墨铸铁件缺陷分析专家系统 ACDES”系统地建立了球墨铸铁件缺陷分析知识库，其中以组织缺陷为重点，特别针对大断面球墨铸铁。铸造质量专家 FQ－Expert 系统以铸造技术协会国际委员会(CIATF)的《国际铸件缺陷图谱》分类体系为标准，采用数据库技术，以示意图和缺陷图片等作为向导，可以进行缺陷查询、缺陷识别、缺陷原因分析并对如何防止铸造缺陷提出对策建议，用户界面友好。该系统可以根据工厂的实际情况不断积累、补充及更新知识，使系统不断完善，更加符合各企业的实际情况。铁道部戚树堰机车车辆厂开发了完整的铸钢件缺陷分析专家系统 WIS，并构造了一个适合铸造领域的诊断类型的专家系统外壳。系统采用规则形式表示知识，使用确定性理论解决知识的不确定性问题，并实现了不精确推理计算公式在知识库中的显式表示，能够处理复杂情况。内蒙古工业大学开发的铸件孔洞类缺陷分析专家系统 GDDES 和自硬砂质量分析专家系统 NBSDA。此外还有华南理工大学开发的压铸工艺参数设计及缺陷判断的专家系统。

铸造专家系统中常用的开发工具一般有 LISP 和 PROLOG 的各种版本，此外还有很多是基于数据库软件如 FOXPRO，这是由于数据库软件具有强大的数据库构建，数据库读取以及开发工具，而且采用面向对象的可视化编程技术，用户界面友好，同时具有较强的网络功能，便于在将来向 SQL 等大型数据库系统升级，以便通过网络系统，采用客户/服务器模式实现各工序间的联网管理，同时与在线检测、控制系统实现互联、互通，共享数据资源。也有采用通用程序开发语言如 C＋＋，VISUAL BASIC 等，这些语言具有灵活的界面开发能力，可以读取各种数据库。

3　铸造专家系统举例

3.1　铸造方法与铸造合金的选择专家系统

铸造方法和铸造合金的选择适合采用专家系统处理，而且其知识库是多基于产生式规则。

(1) 铸造方法选择

铸造方法选择，主要是在知识库中如何表示各铸造方法的特征、能力和限制等。如各常用铸造方法及其特点见表 7.7-3 所示。应用产生式知识表示方法得到各工艺方法的选择知识规则为

如果　铸造合金合适　并且
　　　几何特征合适　并且
　　　铸造精度满足工序能力　并且
　　　生产批量最经济　并且
　　　铸造工艺方法成本最低　并且
　　　铸造工装成本最低
那么　X 铸造方法是合适的

其中铸造工艺方法是否满足铸件的特定的几何特征知识规则又可表示为

如果　铸件有内孔　并且
　　　孔的形状合适　并且
　　　最小孔的尺寸合适　并且
　　　最小断面厚度可以实现　并且
　　　最大断面厚度可以实现　并且
　　　铸件重量合适　并且
　　　最大长度合适　并且
　　　分型面的数量合适
那么　X 铸造工艺方法适合该特定的几何特征

(2) 铸造合金选择

表 7.7-3　各铸造方法及其特点

铸造方法	砂型铸造	压铸	金属形铸造	精密铸造	离心铸造
适用铸造合金	无限制	Al，Mg，Zn，Cu	铸铁，Al，Mg，Cu	无限制	无限制
公差范围/cm	0.03～0.05	0.001 5 (0.003Cu)	0.01～0.05	0.003～0.005	0.03～0.1
铸件重量/kg		<50	<50	<10	
最小断面厚度/mm	2.5～5	0.5～5	3	0.5～0.8	6
表面粗糙度/μm	5～25	1～2	2～3	1.5～2	5～25
缩孔缩松倾向（相对指标）	7	5～3	3～4	2～1	1～2
铸型成本（相对指标）	1～2	6～7	5	4	3
生产率（相对指标）	4	1	2	5	
直接人工成本	高	低	低－中等	低	低
经济批量	小批量－大批量	中大批量	中大批量	中小批量	小批量
清理成本	高	低	低－中等	低	低

铸造合金选择专家系统的知识库中要表示出各铸造合金的特点和性能等。铸造合金的特点和性能要针对铸件要求，而不是泛泛的。这是因为铸造合金的特点非常多，这里只考虑和铸造有关的方面。从图 7.7-3 中可以看出铸造合金的选择和铸造精度要求及铸件重量、尺寸、结构有关以及铸造方法经济性、生产批量等有关。因此所有以上特征都应该表达在知识库中。

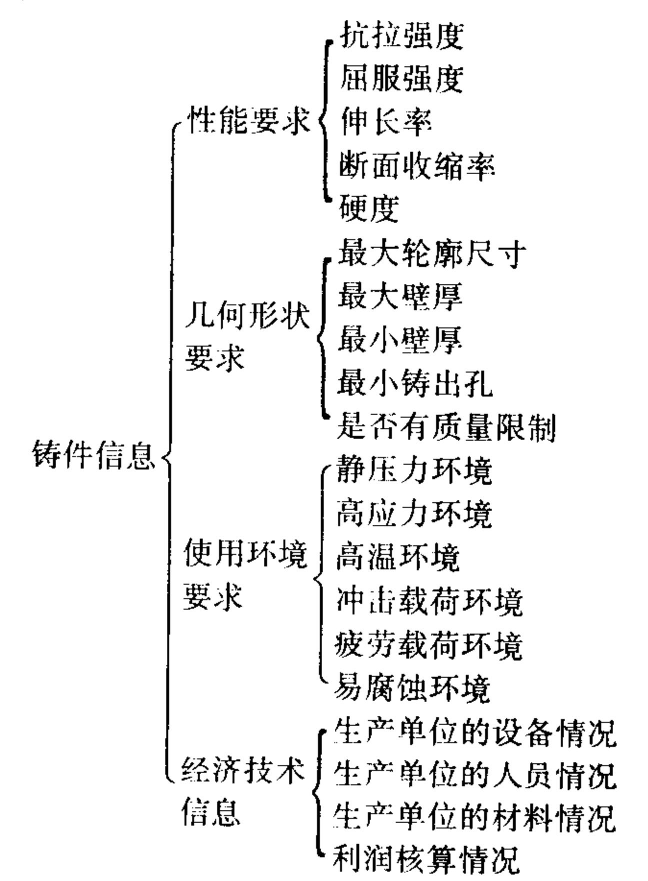


图 7.7-3　铸造合金选择需考虑的信息

常见合金类型如图 7.7-4 所示。

例如选择 HT200 的完整产生式规则为

如果　铸件的抗拉强度要求在 150～200 MPa 之间并且
　　　铸件要求的硬度不低于 150HBS　并且
　　　对伸长率、屈服强度和断面收缩率无要求　并且
　　　铸件的工作环境是在常温干燥大气中　并且

车间完全具有生产灰铸铁的能力　并且
生产工艺简便　　并且
生产灰铸铁的利润最大
那么　　选择 HT200

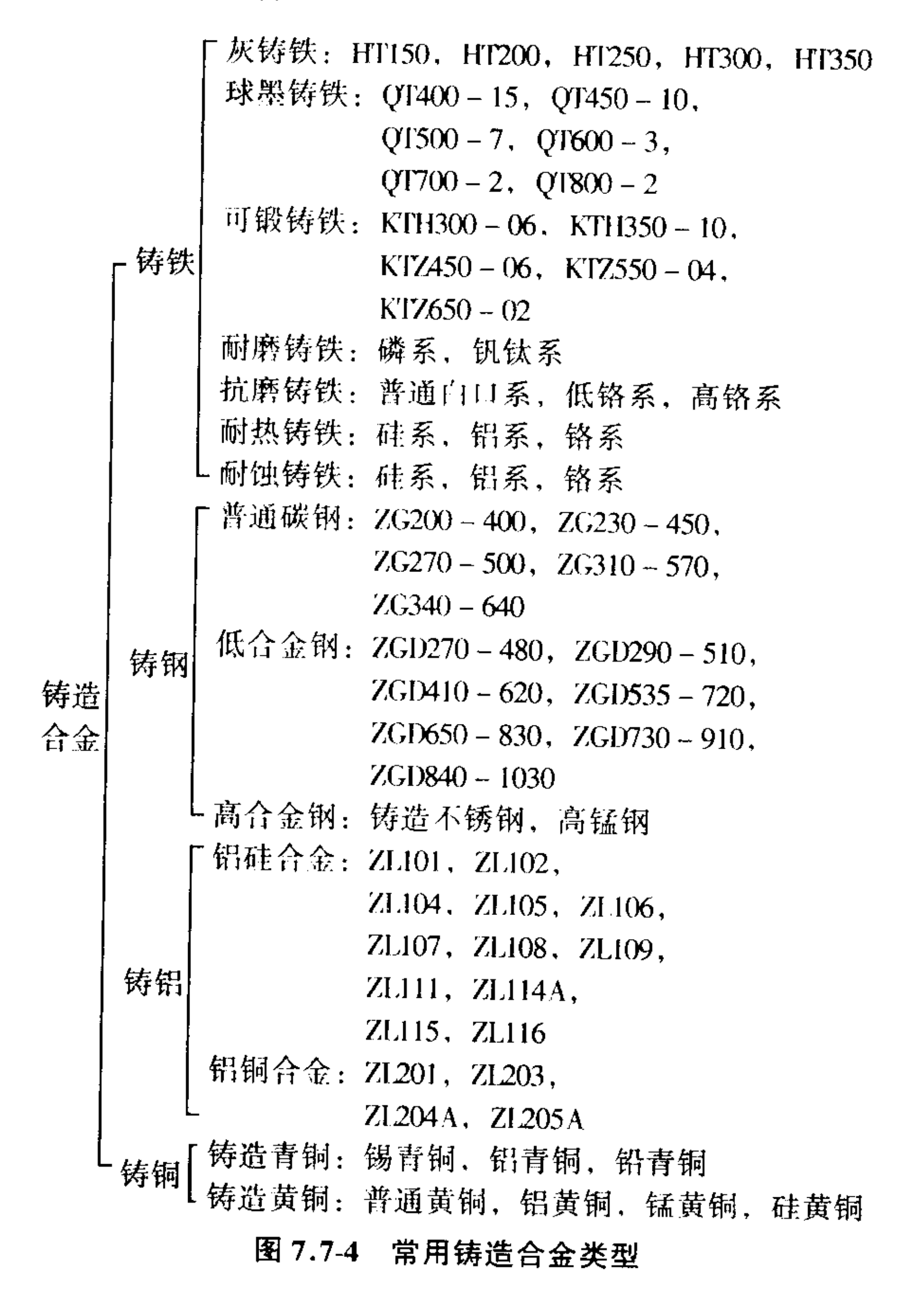


图 7.7-4　常用铸造合金类型

3.2　铸造过程缺陷识别专家系统

铸造过程是一个复杂的物理化学过程，铸件质量是多工艺流程配合的最终体现，影响因素很多。铸造过程的各个工艺环节，例如零件结构设计、工艺设计、砂处理、造型、制芯、熔炼、浇注、凝固及冷却、清理等都会影响到铸件质量。由于铸件缺陷种类很多，导致缺陷的原因错综复杂，铸件缺陷分析是一个相当复杂的过程，很难用数学公式加以精确描述，用传统的分析技术往往难以解决，必须依赖于铸造行业专家的专业知识、经验和技能。利用人工智能技术开发相应的专家系统，综合诸多人类专家的经验，利用计算机模拟铸造专家的铸件缺陷分析工作，是进行铸件缺陷分析的有效途径。

3.2.1　铸件缺陷分类方法

铸造缺陷识别的基础是有关缺陷分类、特征、成因及相关建议的知识。因此铸造过程缺陷识别系统的首要问题是缺陷的知识库。铸件缺陷信息种类复杂、信息量大，首先必须将缺陷进行有效的分类，而且对应每一具体类别要有惟一的编码，才能保证计算机能够有效地识别该缺陷。为了便于信息交流与共享，必须统一铸件缺陷的名词术语，建立统一的编码，促进知识资源积累和再创造，实现一定范围内的知识交流与共享。

在专家系统中要将与铸造缺陷相关的数据进行编码，转化成为可以用数字、字母或其他简单的符号能够表示的形式，以便按照简单的逻辑语句和代数语句描述该问题，使得计算机能够进行处理。良好的编码有助于信息的表示、传输和变换，同时提高信息存储和处理的效率。

铸件缺陷的分类标准很多，根据分类的特征不同有各种分类方法。最常见的是按照缺陷的外观特征进行分类，这种方法直观、方便。另外一种分类方式是按照缺陷形成的机理进行分类，即按照缺陷形成原因到缺陷形成之间所经历的各种物理和化学的变化进行分类。也可以按照形成缺陷的技术原因等方式对铸件缺陷进行分类。

我国第一机械工业部于 1962 年制定了部门标准 JB302—62，按照缺陷的外观特征作为分类依据，分为五类 27 种，1985 年对铸件缺陷名词术语进行统一，并将缺陷分类扩大为 8 类 53 种（GB/T 5611—1998）。

1965 年，国际铸造技术协会（CIATF）下属的铸造性能委员会决定由法国铸造技术协会和德国铸造师协会联合出版了《铸件缺陷图谱》一书，1974 年美国铸造协会出版了该书的英文版，改名为《International Atlas of Casting Defects》。在该图谱中建立了一套比较完整的铸件缺陷分类体系，以缺陷特征为标准，按照类、组、子组和具体缺陷等多个层次划分缺陷类别，将铸件缺陷划分成 7 类、18 组、43 个子组，总共包括了 112 种缺陷；同时利用四位编码（一位字母三位数字）将缺陷代码化。在该图谱中，还给出了每种缺陷的示意图。并且给出了大多数缺陷的实物照片，使说明更加形象化。另外，在该图谱中对每种具体缺陷都给出了外观、位置和分布等详细特征描述，同时列出了可能的成因和对策建议，是一种比较好的铸造缺陷识别的知识依据。该缺陷体系的分类如图 7.7-5 所示。在铸件缺陷范围很广的情况下，采用国际缺陷分类具有优越性。但是如果针对某一方面的缺陷进行深入辨识，那么该缺陷分类并不一定合适，如对型砂性能和铸件缺陷的影响，就可以将与型砂性能有关的铸件缺陷和型砂性能对应起来，见表 7.7-4。如针对气孔缺陷又可分为：侵入式气孔、卷入性气孔、析出性气孔、冶金反应性气孔、金属-铸型反应气孔、金属-砂芯反应气孔等。

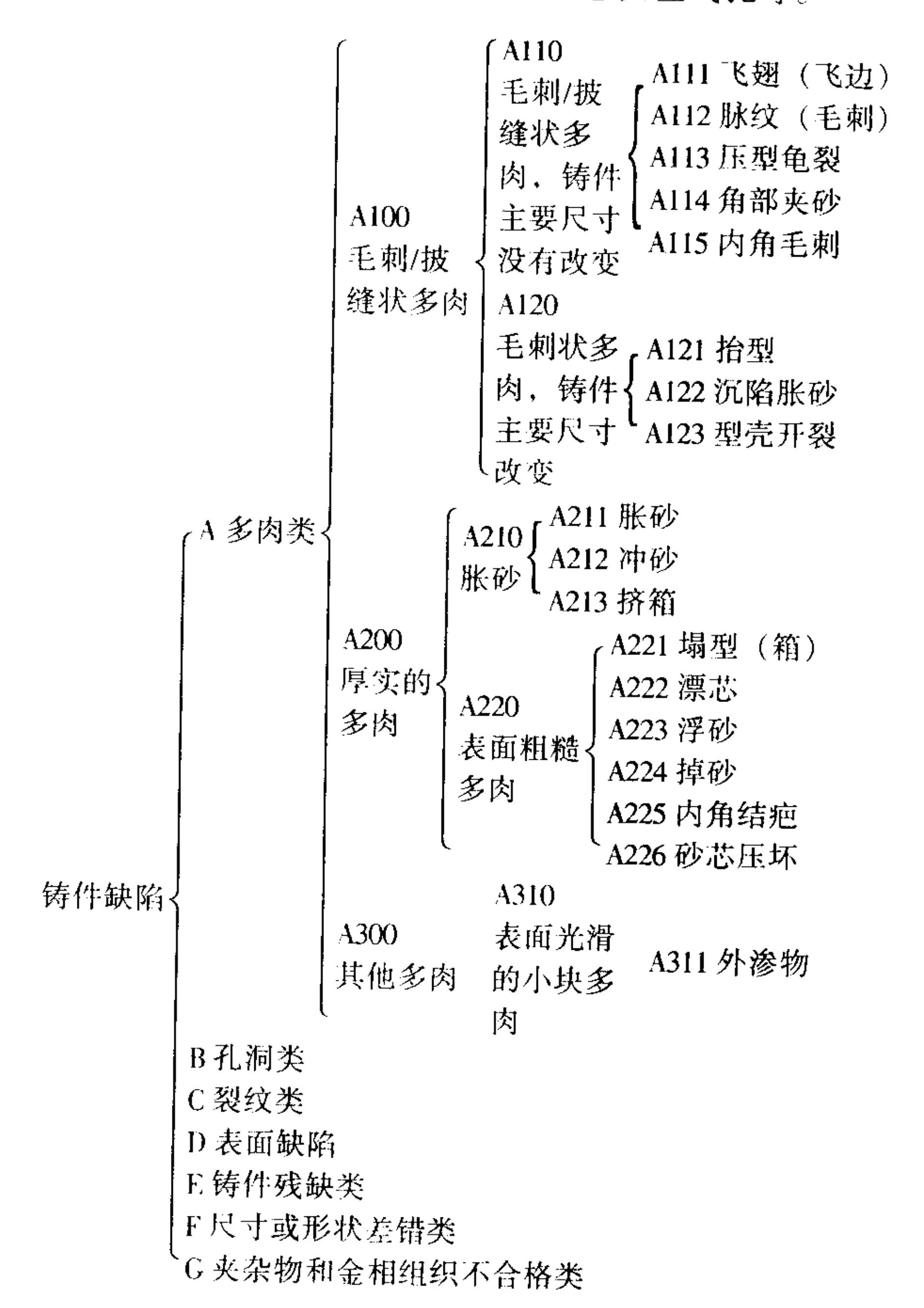


图 7.7-5　国际铸件缺陷分类（部分）

表 7.7-4　型砂引起的铸件缺陷

铸件缺陷 型砂性能	气孔	热裂	针孔	鼠尾	砂眼	夹砂结疤	表面粗糙	机械粘砂	化学粘砂	脉纹	掉砂	落砂困难
透气性	低		太高			低	高	高		高		低
湿强度			低		低	低	高			低	低	高
热溃散性		低		太高				高		高		低
……												

3.2.2　铸件缺陷知识的表示及推理

自然语言这样表示皮下气孔：皮下气孔是一种孔洞缺陷，其特征是孔壁光滑，呈现为垂直向下且截面为球形或梨形的孔洞。那么用产生式规则表示则为

如果　是孔洞　并且
　　　孔壁光滑　并且
　　　垂直向下且截面为球形或梨形的孔洞
那么　是皮下气孔

将规则翻译成易于理解的语言就是：如果缺陷是孔洞类缺陷、孔壁光滑，并且该孔洞垂直向下且截面为球形或梨形，则该缺陷为皮下气孔。用 Prolog 语言表示为

defect - is（“皮下气孔”）：
it - is（“是”，“孔洞类缺陷”），
positive（“是”，“孔壁光滑”），
positive（“是”，“孔洞垂直向下且截面为球形或梨形”）。

其它缩孔和飞翅的产生式规则表示为

如果　是孔洞　并且
　　　孔壁粗糙　并且
　　　最后凝固部位及热节处　并且
　　　大而集中的孔
那么　是缩孔

如 CDA 系统判断缩孔缺陷的执行过程，通过不断地提出问题和用户回答问题，最终得到答案，并给出产生该缺陷的原因以及防止方法。每次执行中各问题的答案不同，则下一个问题也不相同、最终得到的答案也不相同。如执行 1 所示，如果“孔壁光滑？”，问题回答“no”。下一个问题为“孔壁粗糙？”，最终的答案是缩孔。如执行 2 所示，如果“孔壁光滑？”问题回答“yes”则下一个问题就变成了“垂直向下且截面为球形或梨形的孔洞？”，而不再是“孔壁粗糙？”，最终的答案变成了皮下气孔，而非缩孔。

铸造缺陷分析专家系统

执行 1：
问题：是多肉？ no
问题：是孔洞？ yes
问题：孔壁光滑？ no
问题：孔壁粗糙？ yes
问题：最后凝固部位及热节处？ yes
问题：大而集中的孔？ yes

结果：缺陷是缩孔

原因分析：
缩孔产生的原因是：
1）合金的液态和凝固收缩大于固态收缩，凝固期过长，气体含量过高
2）浇注温度过高

续

铸造缺陷分析专家系统

3）铁液或合金成分不合格
4）浇冒系统设计不合理
5）铸件断面尺寸变化太突然，孤立的厚断面得不到补缩
6）铸型刚度差，型壁易扩张变形
7）溶解于液态金属中的气体，在凝固阶段析出

防止的方法：
缩孔缺陷的防止方法是：
1）力求做到顺序凝固
2）冒口的尺寸和数量适当
3）必要是时采用补贴
4）采用外冷铁或内冷铁
5）控制铁液成分，主要是碳当量和磷当量应控制在规定的范围内
6）球墨铸铁应降低残留镁量，采用稀土镁合金处理，并适当提高碳硅当量
7）提高砂型的刚度，保证铸型有足够的刚度
8）尽量减少液态金属的含气量

执行 2：
问题：是多肉？ no
问题：是孔洞？ yes
问题：孔壁光滑？ yes
问题：垂直向下且截面为球形或梨形的孔洞？ yes

结果：缺陷是皮下气孔

执行 3：
问题：是多肉？ no
置信度：0.9
问题：是孔洞？ Yes
置信度：0.8
问题：孔壁光滑？ yes
置信度：0.9
问题：垂直向下且截面为球形或梨形的孔洞？ yes
置信度：0.9

结果：缺陷是皮下气孔

随着计算机的发展，原来的文本式的界面也变成了图片显示为主。图片显示更加直观易于理解，界面更加友好。这需要在数据库中建立各种缺陷的图谱，用到该缺陷时即调出该图谱。文本形式下每次可以提出一个问题让用户回答是或否，或者提出若干选择项，让用户选择。而在图像界面下，每次都可以处理多个选项。每个缺陷的特征越多，预测的也越准确，同时可能不符合的条件也越多，因此，采用可信度势在必行。

比较有代表的有 FQ - EXpert 系统。

铸造缺陷如飞翅的产生式规则可以表示为

如果　是多肉类缺陷　并且
　　　是毛刺、披缝状多肉　并且
　　　铸件主要尺寸没有改变　并且
　　　垂直于铸件表面，厚薄不均匀薄片状金属
并且
　　　经常出现在铸件分型面和芯头部位
那么　是飞翅（飞边）
置信度 = 1

表 7.7-5 缺陷 A111：飞翅的知识，缺陷 A111：飞翅的知识表达的界面（包括特征、成因）如图 7.7-6 所示。

表 7.7-5　缺陷 A111：飞翅的知识

基本知识	缺陷编号	001	国际编号	A111
	中文名称	飞翅（飞边）	英文名称	Joint Flash or Fins
	中文别名	飞边	英文别名	Joint Flash
		飞翅		Fins
	一般描述	垂直于铸件表面，经常带有花边的不均匀厚度的扁平凸起物。出现在接缝处或分型面上、在芯头处或在两种截面交接处。主要尺寸、特别是厚度并未受到影响（不同于 A121：抬型）。飞翅可能加速铸件邻近区域的冷却并导致裂纹（C200），或者在铸铁中可能导致白口（G211）		
	示意图		实物照片	
特征知识	类别特征	多肉类缺陷		
	组特征	毛刺、批缝状多肉		
	子组特征	铸件主要尺寸没有改变		
	主特征	垂直于铸件表面厚薄不均匀薄片状金属突起物		
	其他特征	常出现在铸件分型面和芯头部位		
成因知识	铸型两种截面间或型芯间的间隔，也可能是由于分型面未对正			
对策知识	注意制模、造型和制芯工序			
	控制好制模、造型和制芯的尺寸			
	下芯和合型时要注意			
	尽可能密封接缝处			

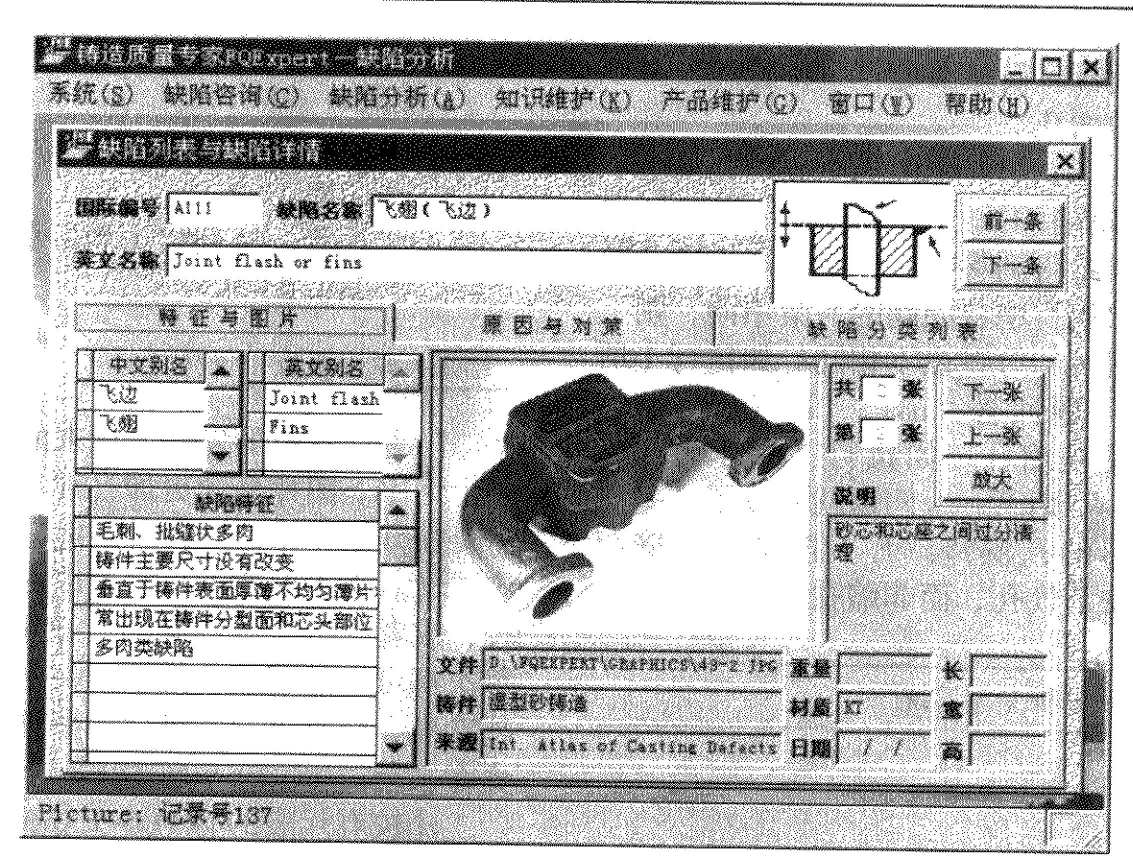


图 7.7-6　缺陷 A111：飞翅的知识表达的界面（包括特征、成因）

FQ-EXpert 系统中的工作流程简图如图 7.7-7 所示，图 7.7-8 是系统的 FQ-EXpert 软件知识库结构。图 7.7-9 飞翅缺陷的判断过程，包括：识别步骤 1：缺陷分类表单；识别步骤 2：缺陷分组表单；步骤 3：缺陷子组表单；步骤 4：初步判断表单；步骤 5：进一步判断表单；步骤 6：结论表单；步骤 7：选择缺陷种类；步骤 8：型砂表单；步骤 9：分析结果与建议表单。

3.3　铸造过程型砂控制专家系统

铸造过程型砂控制专家系统包括：型砂质量评估和型砂引起的铸件缺陷原因分析和对策等。系统中建立型砂日常检验性能数据库、铸件缺陷和型砂性能构成规则的知识库，此外还有动态数据库、推理机制、解释机制以及人机界面等。其中型砂日常检验数据库包括型砂日常检验数据库（如湿型砂的透气性、湿压强度等）、型砂定期检验数据库（包括型砂含水量、破碎指数、型砂发气量等）、型砂硬度、原砂及型砂粒度数据库。知识库中的规则主要描述铸件缺陷和型砂性能之间的相互关系。这种关系可以是文字表达形式，有的情况下也可以采用一定的定量方式，也可以采用神经网络的方法实现。

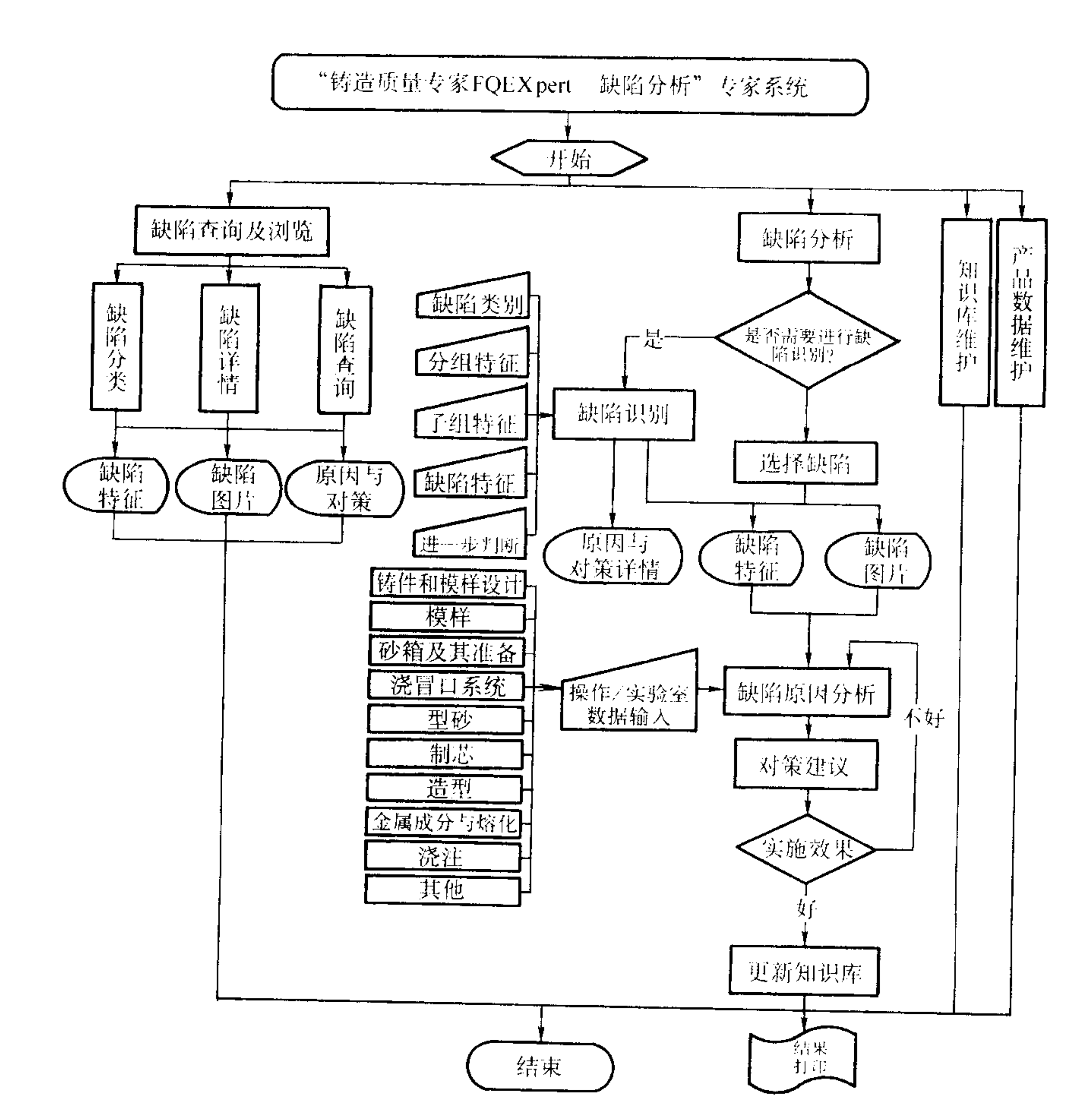


图 7.7-7 FQ - EXpert 系统的工作流程简图

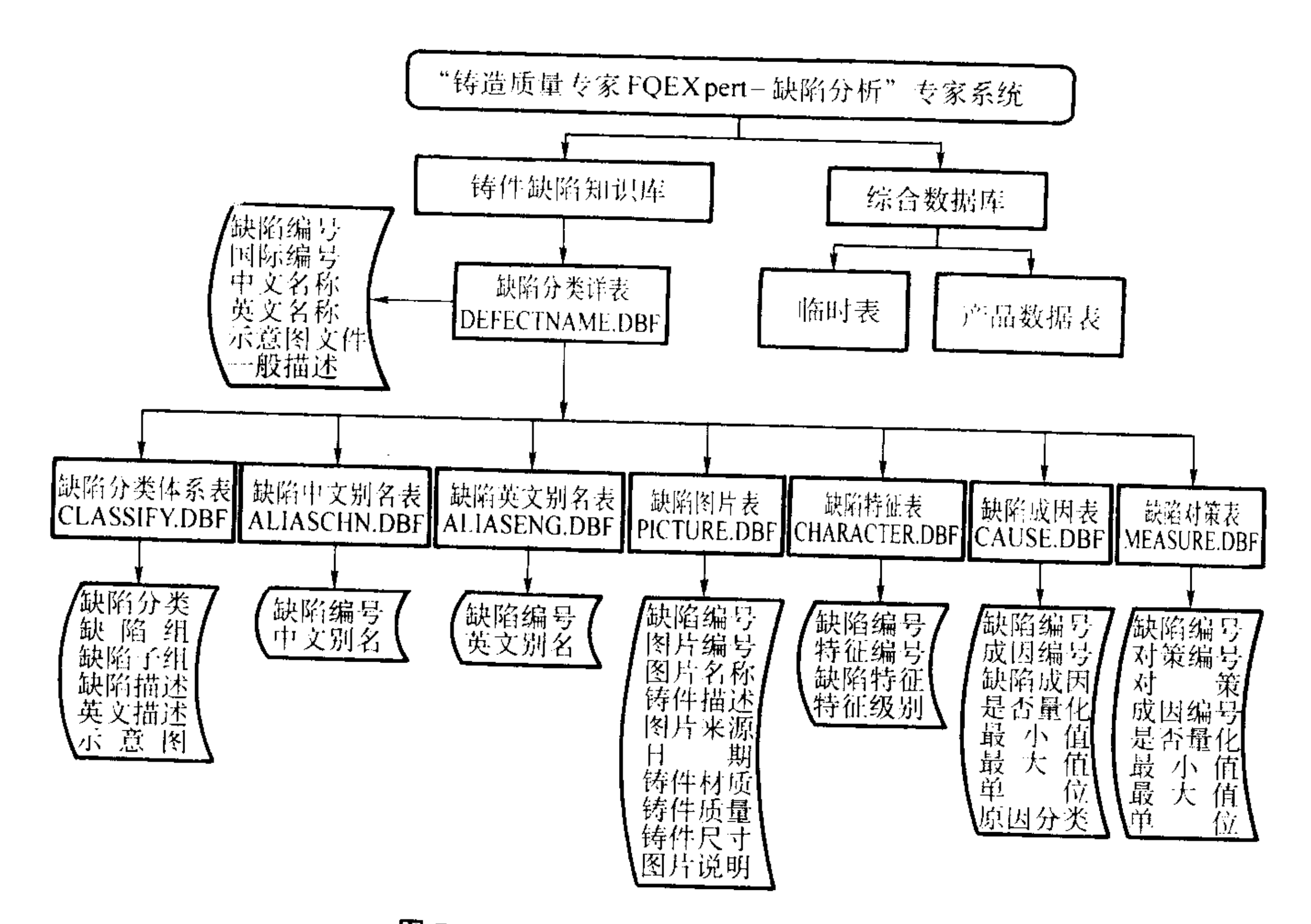
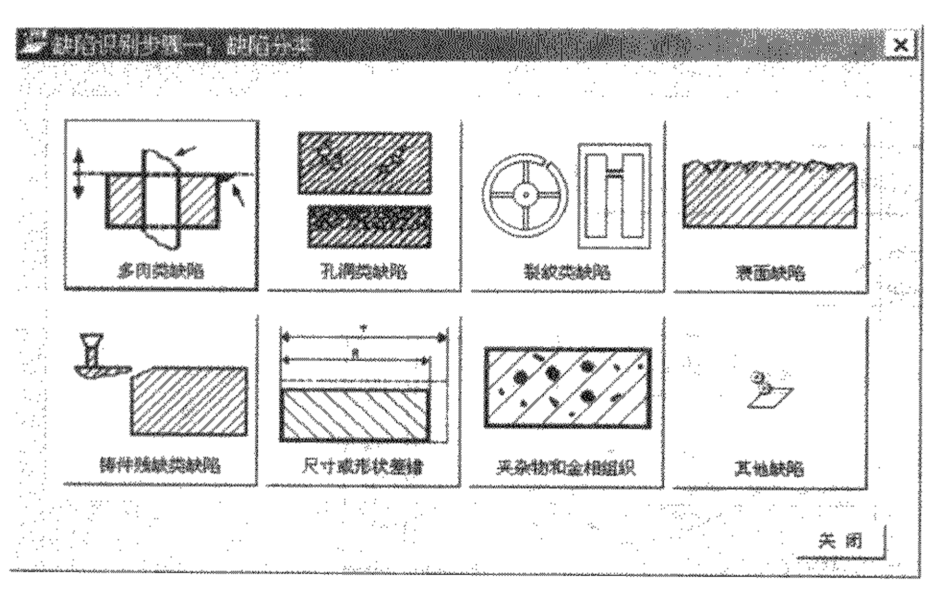
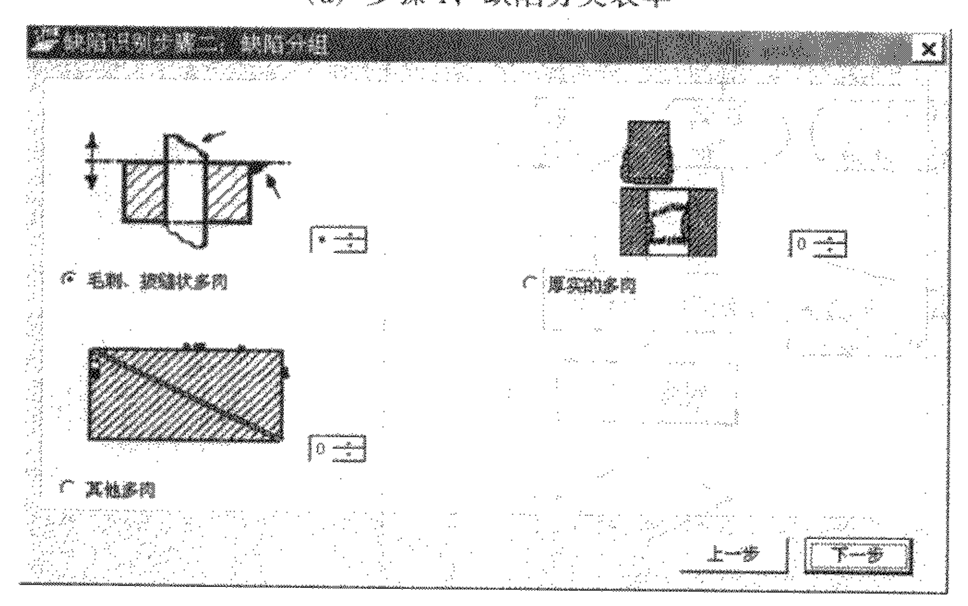


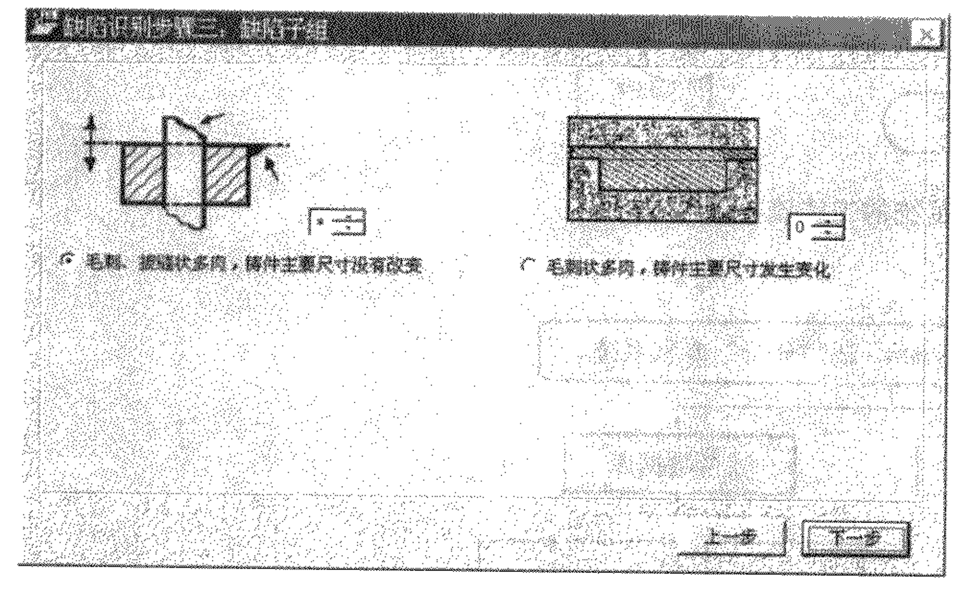
图 7.7-8 FQ - EXpert 软件知识库结构



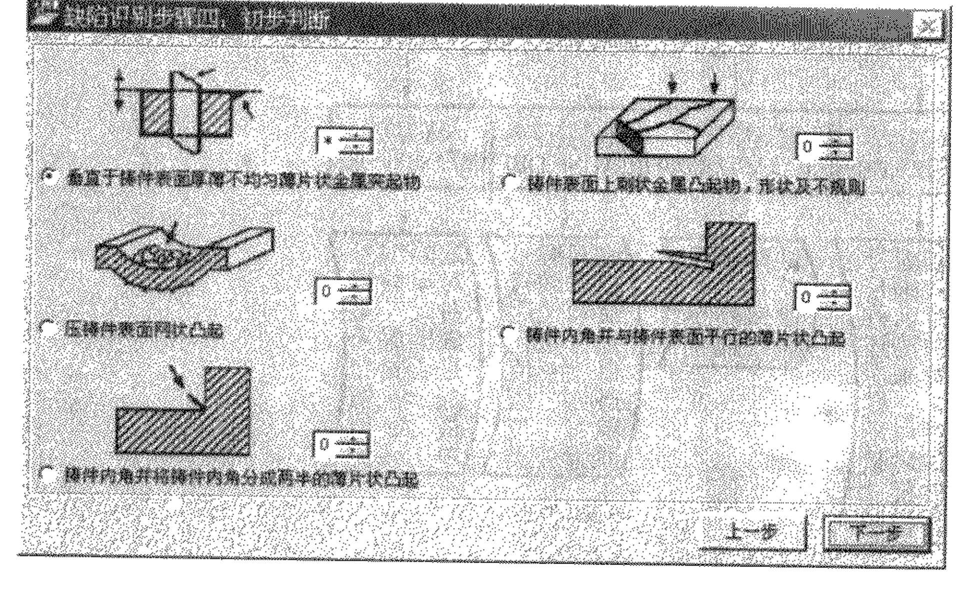
(a) 步骤1，缺陷分类表单



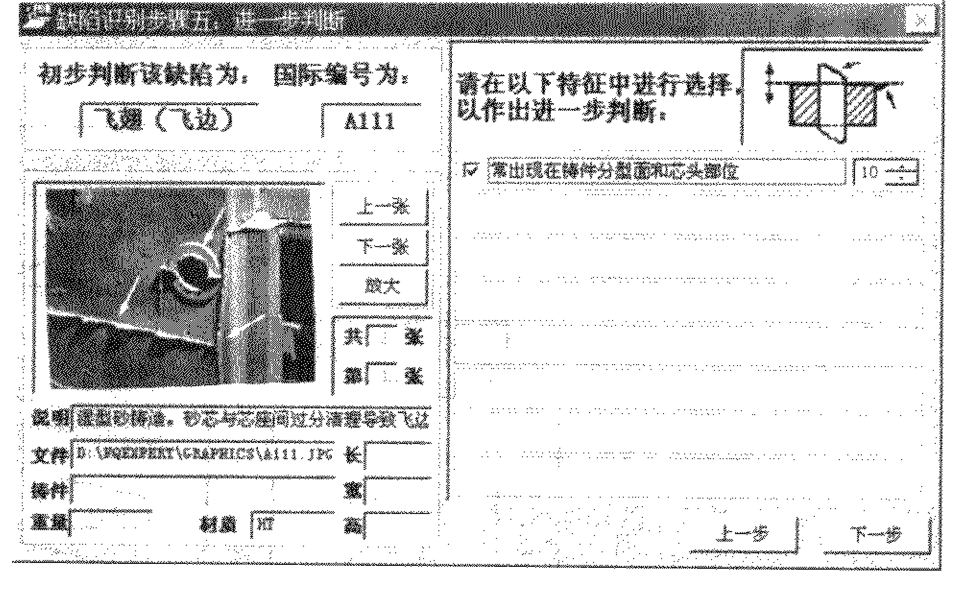
(b) 步骤2，缺陷分组表单



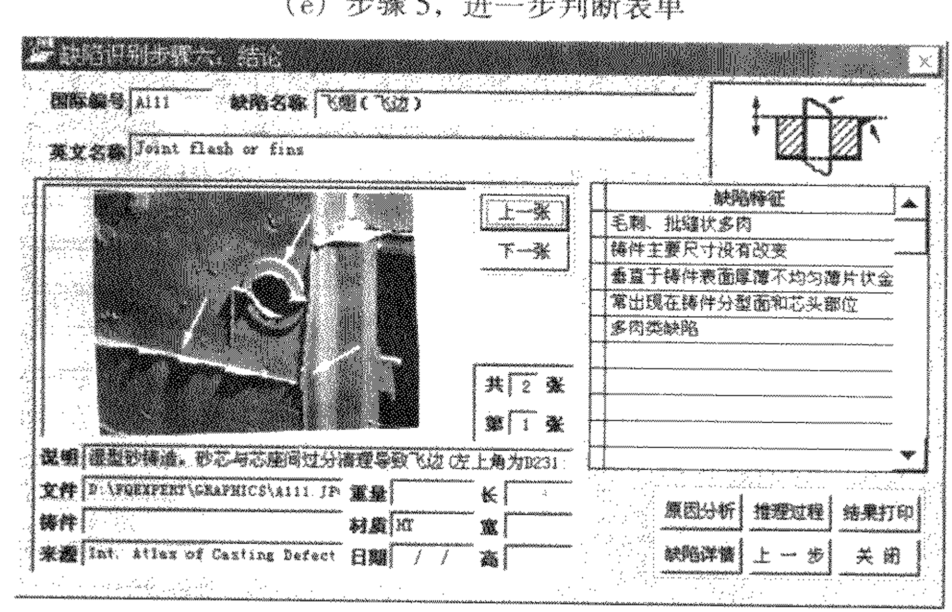
(c) 步骤3，缺陷子组表单



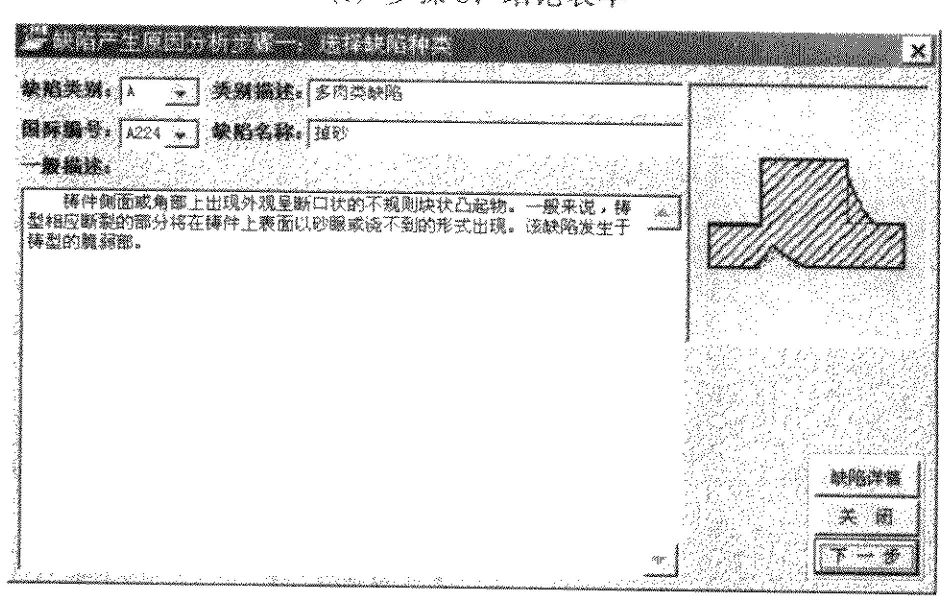
(d) 步骤4，初步判断表单



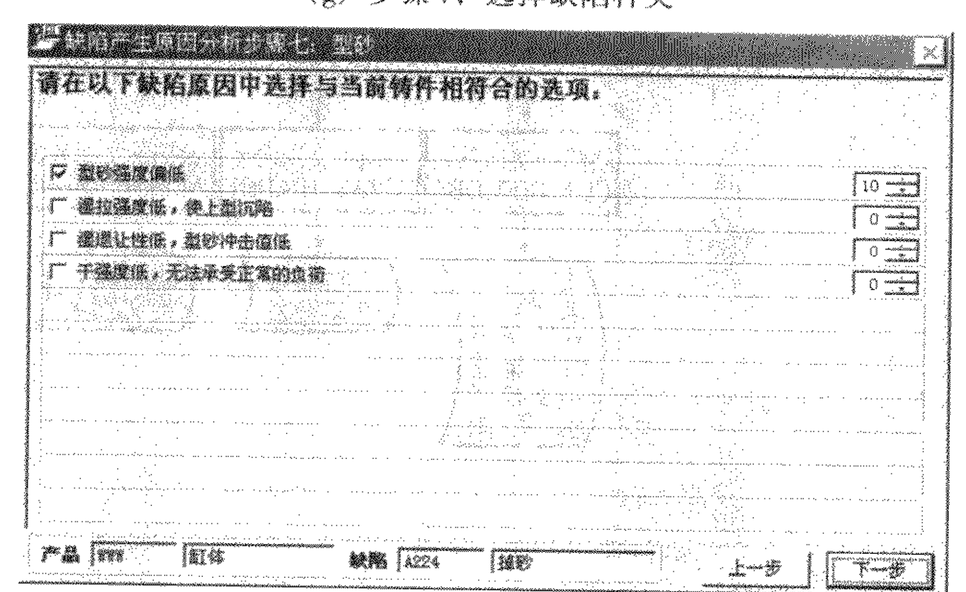
(e) 步骤5，进一步判断表单



(f) 步骤6，结论表单



(g) 步骤7，选择缺陷种类



(h) 步骤8，型砂表单

图7.7-9　飞翅缺陷的判断过程

(i) 步骤 9，分析结果与建议表单

续图 7.7-9

以文字表达的铸件缺陷和型砂性能之间的关系举例如下：

如果　透气性 > 180　并且

AFS No < 50

那么　粘砂与原砂颗粒度有关

置信度 = 0.8

通过回归的方法建立缺陷和影响因素之间的函数关系，如气缸体粘砂与型砂的性能符合：

$$y_2 = -26.15 + 0.436x_1 + 0.11x_2 + 2.99\times10^{-2}x_3 - 3.215x_4 - 9.79\times10^{-2}x_5$$

其中 x_1，x_2，x_3，x_4，x_5 分别为铸件表面粗糙度、型砂紧实率、透气性、湿压强度、破碎指数等。该定量表达式可以通过实验来获得。推理时，首先检验型砂性能各参数的取值是否在生产所要求的范围内。如果参数不在该范围内，则引起缺陷。如果各工艺参数均在规定范围内，则需要通过类似的定量关系判断是否出现缺陷。而且该定量关系所得到的结果可以对应到铸件的废品率。

铸造缺陷和各工艺参数的对应关系还可以采用神经元网络的方法，将因素作为输入层，结果作为输出层，中间有隐层，通过已知的算例训练神经元网络，从而在内部建立输入层和输出层的非线性关系。

(1) 与型砂性能有关的铸件缺陷诊断举例

选择缺陷类型：

1 - 冲砂与掉砂　2 - 塌箱及多肉　3 - 夹砂　4 - 粘砂　5 - 气孔　6 - 涨箱　7.7 - 沉箱

选择：1

选择生产线：

1 - 零一线　2 - 二线　3 - 缸盖线　4 - 缸体线　5 - 四线　6 - 五线　7.7 - 七线　8 - 八线

选择：1

提供型砂性能数据：

紧实率：56.5%。紧实砂样重量：155 g。透气性：80。湿压强度：0.09 MPa。含水量（质量分数）：4.6%。破碎指数：83%。热湿拉强度：3.3 kPa。吸蓝量：36 mL。发气量：30 mL。含泥量（质量分数）：14.6%

铸件粘砂可能与原砂细度有关，请回答：原砂 AFS 细度是多少：50

铸件粘砂可能与浇注温度有关，请回答：原砂浇注温度是多少：1 450℃

铸件粘砂可能与砂型硬度有关，请回答：原砂砂型硬度是多少：68

铸件粘砂原因分析及对策：

浇注温度过高（1 450℃），应降到 1 380 ~ 1 420℃左右，砂型硬度（68）稍低，应提高到 75 ~ 85；砂型细度（50）稍低，其 AFS 细度指数应提高到 55 ~ 70 左右。

(2) 型砂工艺的制定

利用专家系统还可以制定型砂工艺，如采用神经网络的方法，训练出神经元网络系统，建立铸件特征与性能要求与型砂性能之间的关系，从而该系统可以为新的铸件分析给出其型砂性能参数。如下例所示。已知轧钢机机架表示为以下输入的问题为

I1：铸件种类：（√机架类，齿轮类，阀门类，筒类等）；

I2：铸件重量：220 t

I3 铸件主要部位尺寸：960 mm × 840 mm

I4：铸造合金种类：低碳钢，√中碳钢，低合金钢，高锰钢

I5：铸件质量等级：√探伤件，试压件，一般要求件

I6：混砂设备类型：√碾轮式混砂机，连续式混砂机

I7：铸型烘干设备：√煤气加热装置，电热风机，窑炉

I8：铸件凝固控制工艺：√大量采用间接外冷铁，否

经专家系统分析决策，得到该轧钢机机架的型砂配比及性能见表 7.7-6。

表 7.7-6　轧钢机机架型砂配比及性能

型砂种类	配比（质量比）/%			常 温 性 能			
	原砂 100	水玻璃	粘土	湿压强度/MPa	湿透气性	干拉强度/MPa	水分（质量分数）/%
面砂	南非铬铁矿砂	4 ~ 6	—	—	> 100	> 1.60	3 ~ 4
中间砂	永顺硅砂	7 ~ 8	2 ~ 3	1 ~ 2	> 200	> 0.60	4 ~ 5
背砂	人造硅砂	6 ~ 7	4 ~ 5	2.5 ~ 3.5	> 200	—	6 ~ 7

(3) 型砂性能质量评估

通过型砂专家系统还可以进行型砂性能评估。例如

输入型砂性能：

紧实率：60%。紧实砂样重量：160.5 g。透气性：80。湿压强度：0.11 MPa。含水量（质量分数）：7.1%。破碎指数：90%。热湿拉强度：2.4 kPa。吸蓝量：29 mL。发气量：15 mL。含泥量（质量分数）：20%

浇注温度是多少？1 400℃

型砂硬度是多少？85

原砂 AFS 细度是多少？64

结论：

铸件可能出现气孔及粘砂缺陷，原因及对策是型砂含水量过高，质量分数应降到 3.5～4.5%；型砂煤粉含量太低，型砂发气量应增加到 25～30 mL；型砂含泥量太高，质量分数应降到 10%～15%。

4 铸造专家系统的开发策略

计算机软件的开发可采取多种开发策略，又称开发模型。所谓开发模型是指按照什么样的宏观模式来组织并开展软件系统的开发。传统的软件开发多采用瀑布（Waterfall）模型，一次性完成总体及程序设计。随着软件开发经验的积累及软件复杂程度的提高，一个实用系统的产生往往要经过多次反复，逐步提高，因此专家系统的开发一般不宜采用瀑布模型。图 7.7-10 为建造专家系统的步骤。由该图可知，一个性能良好的专家系统的完成需经过由问题认识、系统设计、系统实现到系统测试的多次反复。

在具体组织开发工作之前，要确定合适的任务及目标。首先，所选择的领域问题应具有恰当的难度，太难则不易获得成功，太容易了又没有开发价值。问题不能太笼统，不可选择那些连领域专家都说不清甚至解决不了的问题。其次，预期成果应具有实际需求，使用后能获得效益。专家系统开发人员的选择也是至关重要的环节。由于专家系统的特殊性，并非任何有经验的计算机程序员及领域专家都能胜任此类工作。一方面，负责开发任务的知识工程师应具备足够的专家系统理论及开发基础。当然，由于所选择的开发工具的不同，对知识工程师的这方面要求会有所差异。另一方面，领域专家应具备丰富的关于待处理领域问题的经验，并具有足够的表达能力、良好的合作态度，能够在时间上得到保证，且应对计算机有一定了解。

确定了待处理领域问题后，在开发过程中应从以下几方面予以考虑和重视。

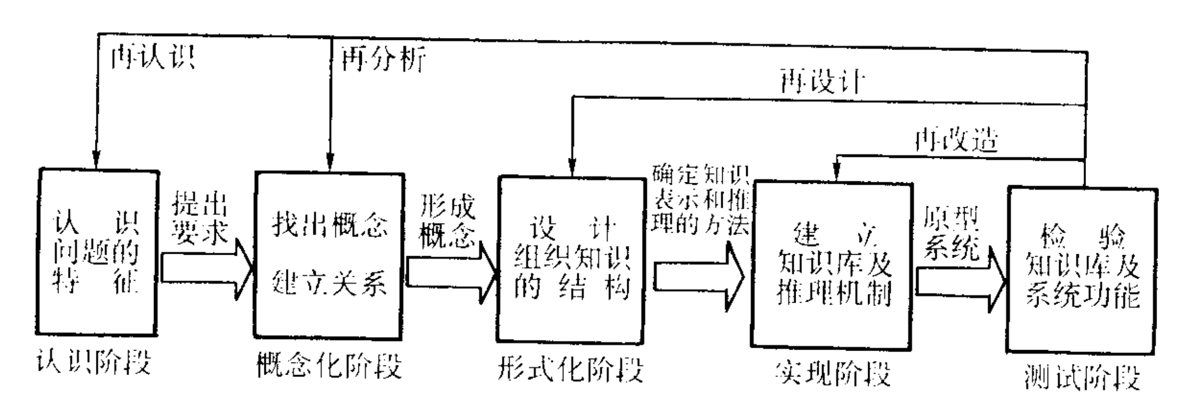


图 7.7-10 建造专家系统的步骤

1）用户需求 这是确定系统开发目标的依据。一方面要弄清用户需要从专家系统得到哪些信息，另一方面也要注意待开发专家系统所能达到的能力、开发人员对领域问题的熟悉程度、开发时间是否充分等，需在二者间做适当权衡。

2）系统功能定位 需确定待开发专家系统是面向普通使用者、起指导作用，还是面向具有一定领域知识与经验的用户、起辅助工具作用。不同的功能定位，对系统目标要求会有较大差异。

3）领域知识评估 需弄清问题领域的知识类型与知识量。可通过绘制决策树来进行领域知识分析。此外，应了解是否有图形方面的需求，是否需借助外部程序或数据库来实现系统功能，领域知识是否具有不确定性，等等。领域知识的正确评估，是确定知识表达方法的基础。

4）知识获取方法 通常较为可行的方式是，由知识工程师提出具体问题实例，再请领域专家予以解决，最后由知识工程师分析解答过程及结果，得出有关知识与推理方法。最理想的情况是，知识工程师与领域专家这两种角色合而为一，从而消除知识获取的障碍。

5）相关的信息系统环境 比如，待开发专家系统是否将与其他计算机应用系统集成，集成方式如何，要求集成到什么程度。

6）选择合适的开发工 专家系统的性能水平主要是它所拥有的知识数量和质量的函数。现在，专家系统一般还比较简单，尤其是知识库较小，一般局限于从工具书等获得的知识，虽然可以做到比较全面，但是往往深度不够，这也是造成专家系统比较简单的主要原因。事实上，在铸造专家头脑中，知识并不是像工具书一样全面、清晰，但是其知识深度很强，表现为有些知识经验只被少数人掌握，每个专家都有自己独特的经验和知识，这和他们的生产实践经验，从事的工作有关。而这些经验知识并不是都以成果发表出来了，甚至有些经验和知识难于总结出来，或具有一定的保密性。因此不是按照工具书手册和课本上的知识，将其输入到知识库，就能建立起实用的专家系统的，这里强调实用，就是说建立一个简单的专家系统不难，但是真正使专家系统能够解决实际问题是另一回事。

专家系统将知识经验理论等进行标准化，录入到计算机中并有接口进行处理，是标准化的进一步升级，因此是专家知识的两次升级。另一方面也说明实现升级就意味着大量琐碎繁杂的工作，如何将专家的知识收集整理，归纳，理清其相互逻辑关系和数学关系等，然后将其建立到数据库中，即将知识在数据库中表达出来，这种表达可以为计算机程序所识别，并且包含了相互的复杂关系。

编写：康进武（清华大学）

第 8 章　铸造企业 PDM

1　PDM 产生的背景

在 20 世纪的 60～70 年代，企业在设计和生产过程中开始使用 CAD（Computer Aided Design，计算机辅助设计）、CAM（Computer Aided Manufacturing，计算机辅助制造）等技术，这些技术都自成体系，彼此之间缺少有效的信息共享和利用，形成所谓的“信息孤岛”。随着这些计算机辅助技术的日益成熟，生成大量数据，修改频繁，版本繁多，重复录入，需要不同的文件管理权限等问题。这样就迫切需要一个产品数据管理平台，以便实现信息的共享。产品数据管理（Product Data Management，简称 PDM）正是在这一背景下应运而生的一项新的管理思想和技术。20 世纪 80 年代 PDM 在国外兴起，90 年代得到了迅猛地发展。PDM 技术很快成为计算机辅助技术 CAX［CAD/CAM/CAE（Computer－Aided Engineering，计算机辅助工程/CAFD（Computer Aided Fixture Design，计算机辅助卡具设计等）和企业管理信息系统（MRP（Material Requirements Planning，物料需求计划）、MRPII（Manufacturing Resources Planning，制造资源计划）、ERP（Enterprise Resources Planning，企业资源计划）］的平台，成为并行工程的核心，同时逐渐发展成为整个企业的平台。近几年来，PDM 是产品工业中发展最快的一种技术，是当今计算机应用领域的重要技术之一。PDM 技术在国外已得到广泛的应用，PDM 的应用给企业带来了非凡的成就。美国 CIMdata 公司调查的企业中，98% 的企业都要实施 PDM。我国也有一些企业实施了 PDM，但是目前国内 PDM 的应用还比较薄弱。

2　PDM 的定义

PDM 是管理企业产品生命周期内与产品相关数据的一种理论。PDM 可以定义为以软件技术为基础，以产品为核心，实现对产品相关的数据、过程、资源一体化集成管理的技术。PDM 明确定位为面向制造企业，以产品为管理的核心，以数据、过程和资源为管理信息的三大要素。PDM 进行信息管理的两条主线是静态的产品结构和动态的产品设计流程，所有的信息组织和资源管理都是围绕产品设计展开的，这也是 PDM 系统有别于其他的信息管理系统，如 MIS（Management Information System，企业信息管理系统）、MRPII、PM（Project Management，项目管理）、ERP 的关键所在。PDM 的核心目的在于能够使所有与项目相关的人员在整个信息生命周期中自由共享与产品相关的异构数据。它为不同地点、不同部门的人员营造了一个虚拟协同工作环境，使他们可以在同一数字化的产品模型上一起工作。在这种虚拟环境中，PDM 远比 CAD 和工程技术群体的文件管理器的功能强大，它是所有信息的主要载体，而且在集成的产品开发过程中，可以对它们进行创建、管理和分发。PDM 还可看作是一个企业信息的集成框架（Framework）。各种应用程序诸如 CAD/CAM/CAE、OA（Office Automation，办公自动化）、CAPP（Computer Aided Process Planning，计算机辅助工艺规划）、MRP 等将通过各种各样的方式，如应用接口、开发（封装）等，直接作为一个个“对象（Object）”而被集成进来，使得分布在企业各个地方、在各个部门中使用的所有产品数据得以高度集成、协调、共享，所有产品研发过程得以高度优化或重组。目前，国际上许多大企业正逐渐将它作为支持经营过程重组、并行工程、ISO9000 质量认证，从而保持企业竞争力的关键技术。

PDM 软件以网络环境下的分布式数据库作为支撑，采用客户机/服务器体系结构和面向对象的设计方法。它继承并发展了设计资源管理、设计过程管理、信息管理等多类系统的优点，应用了并行工程方法学、网络技术、数据库技术等先进技术，有效地解决企业信息集成、过程优化管理等企业瓶颈问题。提高企业信息集成化管理水平、建立支持产品设计创新的信息平台，将是产品数据管理理论的发展方向之一。

2.1　PDM 的主要功能

PDM 系统的功能包括图文档管理、产品结构管理、变更与版本管理、产品配置管理、项目和工作流管理、零件分类与检索、安全和数据备份管理、物料报表和数据集成管理、用户定制及实施工具等。

2.1.1　图文档管理

设计过程中，图文档管理实际上是提供一个统一的数据仓库，数据仓库中应包含两方面的信息，一是有关产品数据的基本信息，一是各类电子文档数据。PDM 管理的是产品整个生命周期内所有与产品相关的信息和过程。这些信息包括：CAD/CAM/CAPP 的文件、材料清单（BOM）、产品配置、技术文件、产品定单、工艺表格、生产成本、供应商状态等；产品有关的过程包括任何有关的加工工序、加工指南和有关批准、使用权、安全、工作的标准和方法、工作流程、机构关系等所有过程处理的程序；包括产品使用周期的各类文献。电子文档数据主要包括：原始档案、设计文档、工艺文档、生产中的数据文档、销售维修服务、其它静态数据等。对于产品结构关联的信息，可以将它们之间的关系分别存入数据库中，同时给用户提供图形化的界面，一般用结构树的形式来表达产品之间的结构。文档管理同时提供对文档状态的控制，实现档案管理的功能。在 PDM 中，每个文档都有对应其生命周期阶段的状态标识，如创建、出库、入库、冻结、解冻、归档等。PDM 软件提供图样的增加、导入、出库编辑、复制等操作。系统可以提供内嵌的浏览器，该浏览器可以实现对 CAD 软件如 Pro/E 等的 CAD 文件、文档文件如 DOC 文件、数据文件如 xls 文件以及图像文件如 BMP 文件、JPG 文件、TIF 文件等文件的浏览。在 PDM 系统中，用户可针对系统中所有的文档和数据进行查询，系统提供灵活的查询方式。系统中管理的内容包括产品、零件、版本、文档、图样、标准件、企标件、用户等信息，这些不同种类的文档具有各自的属性。

2.1.2　产品结构管理

PDM 采用产品结构树描述零部件之间的装配关系。产品结构树以树状方式描述，树中的根节点代表产品，各节点分别表示部件或组件，叶节点表示零件。这种图示方式反映了产品、零部件之间的层次关系。有了结构树，管理者即可分层展开，走不同的分支，直观地找到自己所要的数据，而不用考虑其物理所在位置。每个零部件的属性和相关的文档都可以在产品结构树上一目了然。产品结构信息是 PDM 系统的基础信息，在此基础之上，可以进行产品配置、报表统计等工作。

2.1.3　变更与版本管理

图文档管理能够对一个文件从生成到归档的整个过程进行维护，主要包括对图样的版本控制和状态维护。图样及工

艺文件等数据从设计到审核到最后归档对应着不同的状态，各种状态对应的操作不同。如产品审批完成后，进入冻结状态，此后不允许对文档进行任何修改，只能作为历史文件保存。版本由工作版本组成，工作版本记录一个版本不同工作阶段的信息，保存设计时的历史记录。系统对文档的每一次出/入库进行的修改都需要记录下来，以维护数据的完整性。每次修改结果可用一个工作版本来表示。在一个版本的多个工作版本中，只有一个是有效的，有效版本由用户指定，有效版本也可以回滚、重新指定。工程变更管理是借助于工作流系统来实现的。工程变更的内容包括工程变更请求、工程变更命令、工程变更通知，它们分别用来描述一个工程变更从发起到实施再到通知的三个主要阶段。

2.1.4　产品配置管理

产品配置通过对与订单有关的产品结构的配置，产生满足特定功能的可销售产品。可以分为用户选择配置和变量配置两种。通过配置管理可以建立产品的整体模型、产品的配置规划、一致的产品材料清单、产品更改的历史记录-版本管理等。产品配置的规则由用户自行选择，可以根据产品的版本或工作状态来决定。

2.1.5　项目和工作流管理

项目和工作流管理是PDM功能的另一个重要方面。PDM过程管理就是管理当一个用户对数据进行操作时会发生的影响、人与人之间数据的流动，并跟踪在项目过程中数据活动以及所发生的事务。在PDM中，按项目方式对数据进行管理，同时提供项目属性管理、项目人员管理、项目资源管理等功能。项目管理的实现与工作流管理密不可分。通过工作流服务器进行任务调度，任务流程能预先定义，工程师能查看到自己的任务列表，任务完成后能进行任务提交。在过程控制中，提供内部邮件功能。实现对文档的审批、发放过程的跟踪与控制以及对更改过程的跟踪与控制。PDM系统内拥有一个可独立分割出来的邮件系统模块，它用于系统内部的邮件收发。用户只要登录系统，便可随时收发邮件。该系统可以和工作流系统以及项目管理进行集成，以便接受工作任务和传递信息。

2.1.6　安全和数据备份管理

系统能够提供全方位安全控制手段，从多个方面对系统中的安全性加以控制。PDM在权限管理中对相关人员担任的岗位或角色（如设计、审核、归档等）进行定义。设置每个相关人员对具体图样或文档的操作权限（如图样或文档的浏览、创建、编辑、删除、复制、查询等）。通过对用户、角色、产品信息数据的维护实现多维权限管理。系统管理员通过备份工具对数据库中的内容进行备份，备份的数据可以存在不同的存储介质上，备份的内容包括数据库中的数据和有关的各种电子文档。在系统出现错误或需要审计时，能根据备份文件进行恢复。

2.1.7　零件分类管理与检索

零件分类管理是将企业中的零部件按照相似性（如结构形状相似或制造工艺相似）原则划分成若干类，即零件族。零件族中的零件一般在设计、工艺、加工上具有相似性。零件族为零件的分类管理、查询、检索、统计提供了一个方便的工具。

2.1.8　其他功能

PDM还包括圈阅批注功能等。圈阅与批注允许用户对浏览的文件进行圈阅与批注，不破坏原有文档的内容。此外还有用户定制及实施工具功能。

2.2　PDM的体系结构

PDM系统的体系结构可以分解为以下四个层次的内容（见图7.8-1）：第一层是数据库核心层，是系统的支持层。目前流行的通用商业化的关系型数据库是PDM系统的支持平台。关系型数据库提供了数据管理的最基本的功能，如存、取、删、改、查等操作。第二层是对象库核心层。由于商用关系型数据库侧重管理事务性数据，不能满足产品数据动态变化的管理要求。因此，在PDM系统中，采用若干个二维关系表格来描述产品数据的动态变化。PDM系统将其管理的动态变化数据的功能转换成几个，甚至几百个二维关系型表格，实现面向产品对象管理的要求。如可以用一个二维表记录产品的全部图样目录，但不能记录每一个图样的变化历程，再用一个二维表专门记录设计图样的版本变化过程。多张表就可以描述产品设计图样的更改的流程。第三层是应用系统层，也叫功能层，面向对象层提供了描述产品数据动态变化的数学模型。在此基础上，根据PDM系统的管理目标，在PDM系统中建立相应的功能模块。一类是基本功能模块，包括文档管理、产品配置管理、工作流程管理、零件分类和检索及项目管理等；另一类是系统管理模块，包括系统管理和工作环境。系统管理主要是针对系统管理员如何维护系统，确保数据安全与正常运行的功能模块。工作环境主要保证各类不同的用户能够正常地、安全地、可靠地使用PDM系统，既要方便、快捷，又要安全、可靠。第四层是应用软件层，也叫用户层，包括开发工具层和界面层。在PDM系统中，通常除了提供标准的、不同硬件平台上的人机界面外，还要提供开发用户化人机界面的工具，以满足各类用户的专门的特殊要求。整个PDM系统和相应的关系型数据库（如Oracle）都建立在计算机的操作系统和网络系统的平台上。同时，还有各式各样的应用软件，如CAD、CAPP、CAM、CAE、CAT、文字处理、表格生成、图像显示和音像转换等等。在计算机硬件平台上，构成了一个大型的信息管理系统，PDM将有效地对各类信息进行合理、正确和安全的管理。

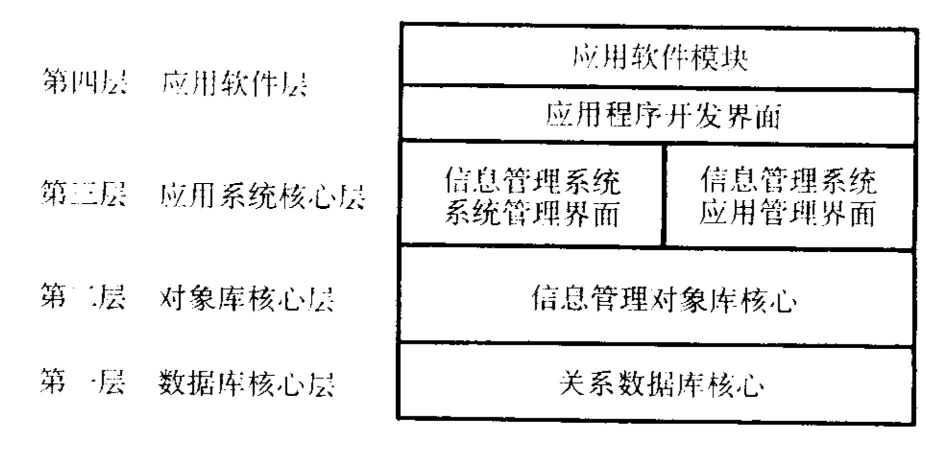


图7.8-1　PDM的体系结构

3　PDM与CAD/CAM/CAPP/MRPII的关系

PDM作为系统平台，一方面要为CAD/CAM/CAPP提供数据管理与协同工作的环境，同时还要为其集成运行提供支持。图7.8-2给出了PDM与CAD/CAM/CAPP之间的信息流。CAD系统产生的二维图样、三维模型、零部件的基本属性、产品明细表、产品零件之间的装配关系、产品数据版本及其状态等，需要交由PDM系统来管理。而CAD系统也需要从PDM系统获取设计任务书、技术参数、原有零部件图样、资料以及更改要求等信息。CAPP系统产生的工艺信息如工艺路线、工序、工步、工装夹具要求以及对设计的修改意见等，交由PDM进行管理，而CAPP也需要从PDM中获取产品模型信息、原材料信息、设备资源信息等。CAM系统则将产生的刀位文件、NC代码交由PDM管理，同时从PDM中获取产品模型信息和工艺信息等。

PDM与MRPII的信息流见图7.8-3。其集成主要体现在PDM向MRPII提供产品明细表（材料清单）与工艺信息（工艺路线、工序、工装需求和设备需求等）还有加工信息、设

计成本与加工成本信息、工程更改信息等。MRPII 向 PDM 提供设计任务书、更改请求信息、原材料信息、设备状态信息和市场需求信息等。

今天 PDM 技术所涉及的领域已经超出了设计、工程部门的范畴，逐步向生产、经营管理部门渗透，PDM 不只是 CAD 和工程部门文档的管理者，而且是产品开发过程中生成的、管理的和分配的全部信息的集成者。同样为了解决产品数据的来源，生产经营管理系统 ERP 也要向设计工程部门扩展。企业需要的是全局信息的集成系统，既包括设计、工艺部门的信息，又包括人、财、物、产、供、销部门的信息，企业各个职能部门都必须共享和访问与产品模型相关的信息，并且能够尽早和经常共享这些信息。因此，PDM 和 ERP 系统互相靠拢，都朝着企业全局信息集成的方向发展。在完善自己的功能的同时，PDM 系统不断发展与 MRPII 以及 ERP 信息交换的接口。

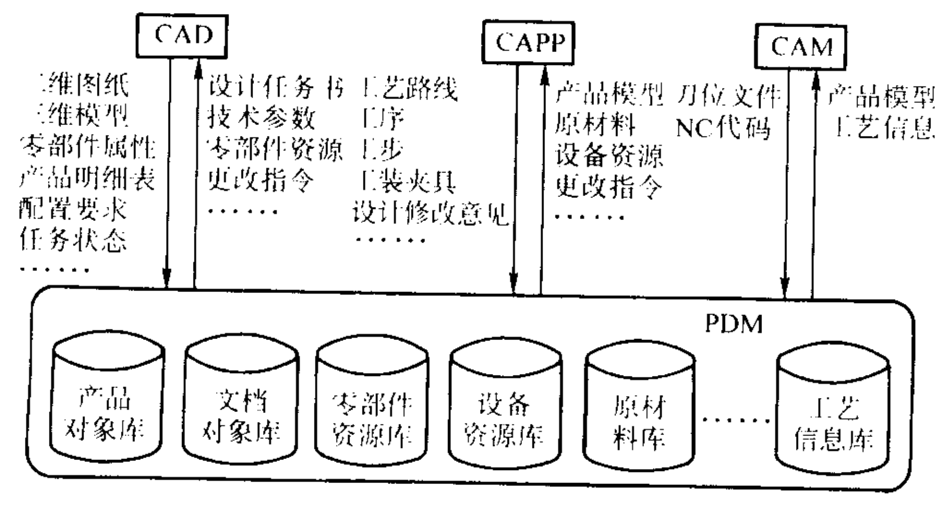


图 7.8-2 PDM 与 CAD/CAPP/CAM 的信息流

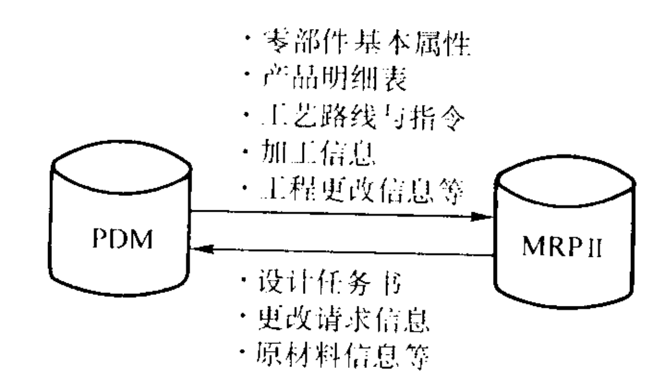


图 7.8-3 PDM 与 MRPII 之间的信息流

4 国内外 PDM 软件

目前国外已有许多著名的 PDM 软件，如：SDRC 公司 Metaphase、EDS 公司的 TeamCenter、UG 公司的 iMAN、PTC 公司的 Windchill、IBM 公司的 SmarTeam、MatrixOne 公司的 eMatrix 等，它们基本上代表了现今在 PDM 技术上的最高水平。随着 PDM 技术逐渐为国内所重视，国内许多软件厂商也看到了 PDM 市场的巨大潜力，纷纷开发出自己的 PDM 产品，如北京清华英泰信息中心的 TiPDM、北京艾克斯特公司的 XTPDM、武汉天喻公司的 IntePDM 等。

5 实施

PDM 在企业实施的总体目标是在企业内建立起所有产品完整的数据模型（包括产品的设计数据、工艺数据和管理数据等），在此基础上建立起企业级的数据共享、协同工作平台，总体提高产品设计开发效率，缩短产品制造所需的技术准备时间。

PDM 软件的选型除了重点考虑功能、价格两个重要因素外，更重要地应考虑 PDM 产品和企业中现有的软件（CAD、CAM 等）之间是否具有较好地集成性、与其他系统接口的能力（如 MRPII、ERP 等）、是否具有支持应用程序集成的能力。在选用 PDM 软件时，还必须考虑供应商的 PDM 系统是否有汉化版本，是否有开发工具和便于做一些必要但工作量不大的二次开发。由于 PDM 软件共享工作空间都开辟在服务器上，同时，产品信息的量（尤其是三维特征模型）较大，所以必须考虑 PDM 的响应速度问题。PDM 软件还要和企业 CAD 应用的水平相适应。实施 PDM 是 CAD 应用的深化。对于大量使用三维 CAD 系统、具有庞大的产品电子数据、且具有长期应用 CAD 经验的用户，引入 PDM 软件是非常必要的。

实施 PDM 要制定有效的实施策略，分阶段、分步骤地制定目标。要争得企业决策层的高度重视和全力支持，重视实施队伍的组建，重视 PDM 使用者的培训，还要充分重视产品数据的标准化和流程的规范化。

6 PDM 在铸造中的应用

PDM 系统并非一定在整个企业全面实施。PDM 系统大到可以支持整个企业，小到可以支持工作组。全面实施 PDM 系统会给企业带来显著的效益，同样对一个工作组也可以产生显著的效益。铸造企业是机械制造中的一个重要组成部分，有的直接附属于制造企业（主机厂），有的为独立企业。因此不论附属主机厂型铸造企业还是独立铸造企业都可以实施 PDM，可以是整个制造企业 PDM 系统的一部分，也可以是相对独立的铸造企业 PDM 系统。现在在铸造企业中 CAD/CAE/ERP 等技术已经逐渐推广，但是相对还比较独立，因此迫切需要 PDM 技术将这些部分进行集成，以便进一步提高效率。铸造企业实施 PDM 系统有其自身的特点，和针对装配制造企业的 PDM 系统会存在一些区别。铸造企业中产品结构比较模糊，CAM 和 CAPP 的内容较少。

在铸造企业中软件应用的领域主要有铸造工艺工装 CAD/CAM、RPM（Rapid Prototyping Method，快速原型制造）系统、铸造工艺 CAE 系统以及企业管理信息系统。铸造工艺 CAE 系统主要指铸造过程数值模拟，如铸件凝固过程数值模拟仿真、射砂过程模拟仿真等。企业管理信息系统主要包括 MRP，MRPII 和 ERP 等。

铸造工艺 CAD 常用软件有 AUTOCAD、UG、Pro/E、SolidEdge、Solidworks、ANSYS、I-DEAS 等以及一些铸造工艺设计专用 CAD 软件等。铸造工艺方面主要以二维铸造工艺设计为主，少量三维铸造工艺工装 CAD。三维铸造工艺 CAD 主要和工装 CAM 和模拟仿真密切相关。CAE 软件主要是铸件凝固过程数值模拟软件，如 MAGMAsoft、ProCast、SolStar 等国外软件以及铸造之星（FT-STAR）、华铸 CAE、CastSoft 等国内软件。这些软件在完成了铸造工艺的三维造型文件的基础上进行凝固过程数值模拟，预测缩孔缩松、裂纹、应力和变形等缺陷，从而优化铸造工艺。在企业管理方面一些铸造企业已经采用了 MRP/MRPII/ERP 软件或专门针对铸造厂的 ERP 类软件，或者使用了一些独立的管理方面的小程序，如基于 FoxPro 开发的程序，此外 Windows Office（Word、Excel 等）等文件处理与数据分析统计软件在铸造企业中广泛应用。

铸造工艺 CAD 设计与铸造工艺 CAE、工装 CAM/RPM 之间存在着密切联系。铸造工艺 CAD 是铸造工艺 CAE 的基础，铸造工艺文件如铸件/砂型/砂芯等带工艺的造型文件传递到铸造工艺 CAE 系统进行分析，当经过几个反复以后，铸造工艺得到优化，反复过程中铸造工艺 CAE 分析结果反馈到 CAD 系统，从而实现工艺优化。优化后的工艺通过造型文件、工艺图文件、工艺卡文件等传递到工装 CAM/RPM 系统，实现工装包括模样/模板/模具、芯盒等的加工。常用到的 CAD 文件格式有 DWG、STL、IGES、STEP 等。DWG 格式为最常用工艺设计软件 AUTOCAD 的设计文件。STL（Stereo Li-

thography）为工艺设计和造型的一个数据接口格式，该格式广泛用于铸造工艺CAD和CAE的接口数据格式。IGES格式也是一种常用的图形信息交换的标准规范，适用于产品的几何设计、有限元分析等。STEP（Standard for exchange of product model data）格式是对整个产品生命周期提供能够描述产品数据的中性机制，该机制不依赖于任何具体的应用系统。该标准包括五个方面的内容：标准的描述方法、集成资源、应用协议、实现形式、一致性测试和抽象测试。目前越来越多的CAD/CAM软件系统都支持STEP标准。该标准是连接产品设计和铸件工艺设计的纽带，同时也是连接铸造工艺和工装CAM的纽带。PDF和DOC是文档管理最常用的格式。XLS为数据处理和报表软件Microsoft Excel的文件格式。

铸造生产管理ERP系统的物料清单和铸造工艺工装CAD/CAM系统密切相关，涉及到数据处理软件如EXCEL和数据库软件的数据交换等。铸造工艺数据同时又和生产管理密切关联，如原材料消耗、采购、销售、成本核算和生产计划。

铸造企业PDM系统是以上各软件系统的公共平台，实现铸造工艺设计CAD、凝固模拟仿真与缺陷预测、工装CAM/RPM和企业管理信息系统ERP等的集成，其与各软件系统关系如图7.8-4所示。同时PDM系统也可以扩展为整个企业的数据平台。PDM系统将与产品有关的铸造工艺工装CAD/CAM、铸造工艺CAE和ERP系统产生的数据管理起来，形成巨大的电子数据库。PDM系统可以实现这些数据、文件和接口的全面管理，包括存取、修改，并管理文件的各版本，实现文件的权限管理，不同类型文件的快速浏览等。PDM系统将保证数据的共享和惟一性、准确性，将会极大地推动企业技术进步和管理水平，缩短工艺设计时间、工装准备时间，增强企业的快速市场反应能力，降低成本，提高效率，实现并行工作，最终提高企业的市场竞争能力。同时，在此基础上也便于和客户的零件设计部门进行集成。

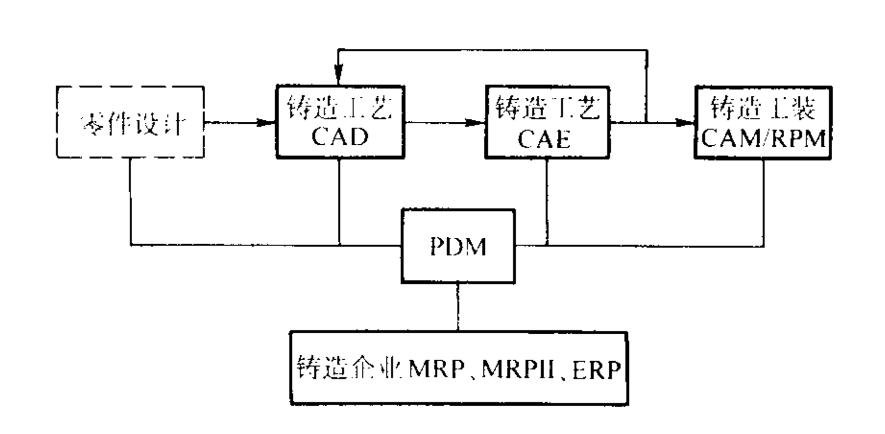


图7.8-4　铸造企业PDM系统与各软件系统关系

编写：康进武（清华大学）

参考文献

1 凌善康，李湜然编著．北京：中国标准出版社，1998

2 Zhao Qi, Duan Yuning. A Review of Progress in the Implementation of the ITS - 90 at NIM. Metrologia, 1996, 33 (4): 369 ~ 374

3 崔志尚主编．温度计量与测试．北京：中国计量出版社，1998

4 施昌彦主编．现代计量学概论．北京：中国计量出版社，2003

5 柳百成，荆涛等编著．铸造工程的模拟仿真与质量控制．北京：机械工业出版社，2002

6 Zhu P., Smith R.W. Thermal Analysis of Nodular Graphite Cast Iron, AFS Transactions, 1995, 103: 601 ~ 609

7 Zhu P., Smith R. W. The Prediction of the Microstructure of Cast Iron Using Thermal Analysis. Materials Science Forum, 1996, 215: 503 ~ 510

8 Sparkman D. A., Bhaskran C. A. Chill Measurement by Thermal Analysis, AFS Transactions, 1996, 104: 969 ~ 976

9 Toshitake Kanno, Ya you, Mayuki Morinaka, et al. Effect of Alloying Elements on Graphite and Cementite Eutectic Temperature of Cast Iiron. 铸造工学，1998，70 (7): 465 ~ 470

10 Toshitake Kanno, Ya You, Ilgoo Kang, et al. Prediction of Chilling Tendency in Cast Iron Using Three Cups Thermal Analysis Aystem, 铸造工学，1998，70 (11): 773 ~ 777

11 李荣德，于海朋，丁晖．铸铁质量及其控制技术．北京：机械工业出版社，1998

12 王有明，孙国雄．灰铸铁性能预测的自组织模型法．现代铸铁，1998，(1): 9 ~ 12

13 Suarez O. M., Loper C. R. Influence of Thermal Analysis Cups on Assessment of Critical Temperatures during Cast Iron Solidification, AFS Transactions, 1997, 105: 929 ~ 937

14 孙业瓒，安阁英．铸铁样杯的结构参数对冷却曲线性态的影响．铸造设备研究，1995，(4): 35 ~ 38

15 Rudolf V. Sillen. Optimizing Iron Quality Through Artificial Intelligence. Modern Castings, 1996, (11): 43 ~ 45

16 胡晓．冷却曲线的识别与铁水质量评估：[学位论文]．北京：清华大学，2000

17 徐雪蓉．热分析曲线智能识别与铁水质量评估：[学位论文]．北京：清华大学，2001

18 李言祥，胡晓．冷却曲线人工智能识别与新一代铸造合金熔体质量评估技术．铸造，1999，(7): 5 ~ 6

19 Li Yanxiang, Hu Xiao, Rong Xuxue. Pattern Recognition of Thermal Analysis Cooling Curve and Quality Evaluation of Melt Cast Alloys, Journal of Materials Science and Technology, 2001, 17: 73 ~ 74

20 Bekaert F., Ghent E.W. Study of the Grain Refinement of A356 and its Control by Thermal Analysis. Aluminum, 1996, 72: 442 ~ 447

21 郝启堂，陈洪生，毕维生．亚共晶铝硅合金晶粒度热分析法评估判据．铸造，1995，(2): 2 ~ 6

22 Gruzleski J.E., Mahfoud M., Mucciardi F. On-line Control of Heat Extraction during Thermal Analysis of Aluminium Alloys. International Journal of Cast Metals Research, 1998, 10 (4): 191 ~ 200

23 郝启堂，吴鹤，毕维生，陈洪升．亚共晶铝硅合金中气体含量的热分析研究．铸造，1996，(7): 13 ~ 17

24 龚磊清．现代热分析技术在 ZL104 合金铸件质量控制方面的应用．特种铸造及有色合金，1996，(1): 16 ~ 19

25 Samuel A M, Ouellet P, Samuel F H and Doty H W. Microstructural Interpretation of Thermal Analysis of Commercial 319 Al Alloy with Mg and Sr Additions. AFS Transactions. 1997, 156: 951 ~ 962

26 Heusler L and Schneider W. Recently Investigations of Influence of P on Na and Sr Modification of Al-Si Alloys. AFS Transactions. 1997, 97: 915 ~ 921

27 Talaat E B and Hasse F. Solidification Mechanism of Unmodified and Strontium Modified Al-Si Alloys. Materials Transactions, JIM. 2000, 41: 507 ~ 513

28 孙业英主编．光学显微分析．第 2 版．北京：清华大学出版社，2003

29 黄天佑等编著．铸造手册：第 4 卷，造型材料．第 2 版．北京：机械工业出版社，2002

30 谢明师、蒋乃隆等编著．呋喃树脂自硬砂实用技术．北京：机械工业出版社，1995

31 李家伟，陈积懋主编．无损检测手册．北京：机械工业出版社，2002

32 冯若主编．超声手册．南京：南京大学出版社，1999

33 贾慧明，张广纯编．金属材料无损检测方法标准汇编．北京：中国标准出版社，1997

34 中国机械工程学会无损检测分会．射线检测．北京：机械工业出版社，1997

35 董务江等，内窥检测技术在航空发动机维护中的应用，无损检测，1999

36 王仲生主编．无损检测诊断现场实用技术．北京：机械工业出版社，2002

37 陈国祯，肖柯则，姜不居编著．铸造缺陷分析与对策．北京：机械工业出版社，1996

38 张立光．铸铁件生产过程质量保证体系若干关键问题的研究：[博士学位论文]．北京：清华大学机械工程系，2001

39 Raymond J. Kimber, Robert W. Grenier, John Jourdan Heldt. Quality Management Handbook 2nd Ed. New York: Marcel Dekker, 1997

40 黄天佑，刘立东，于震宗等．基于人工神经元网络的铸钢用型砂工艺专家系统．铸造，1995，(4): 10 ~ 15

41 陈丙森编著．计算机辅助焊接技术．北京：机械工业出版社，1999

42 刘强、蒋玉明等．铸造工程专家系统技术的研究现状与进展．铸造技术，2002，23 (2): 77 ~ 80

43 徐贵宝，张国荣，沈兴启等．铸造工业计算机专家系统技术及其应用．中国铸造装备与技术，1998，(1): 7 ~ 10

44 敖志刚著．人工智能与专家系统导论．合肥：中国科学技术出版社，2003

45 徐洁磐，马玉书，范明著．知识库系统导论．北京：科学出版社，2000

46 S.M.Darwish, A.M.El - Tamimi. The Selection Of The Casting Process Using An Expert System, Computers In Industry,

1996, (3): 77~86
47 A.FR.R.Dias, A Rule - Based Expert System Approach To Process Selection For Cast Components, Knowledge - Based Systems 2000, (13): 225~234
48 庞士宗, 肖平阳, 唐加福主编. 产品数据管理 (PDM) - 现代企业信息化管理与集成的理想平台. 北京: 机械工业出版社, 2001
49 童秉枢, 李建明主编. 产品数据管理 (PDM) 技术. 北京: 清华大学出版社, 施普林格出版社, 2000